



# Comportement et transformations martensitiques de deux aciers inoxydables austénitiques : effets de la température, de la vitesse et du chargement

Stéphanie Nanga-Nyongha

## ► To cite this version:

Stéphanie Nanga-Nyongha. Comportement et transformations martensitiques de deux aciers inoxydables austénitiques : effets de la température, de la vitesse et du chargement. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2008. Français. NNT : . pastel-00577815

**HAL Id: pastel-00577815**

**<https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00577815>**

Submitted on 17 Mar 2011

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



Collège doctoral

ED n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

*N° attribué par la bibliothèque*

/ / / / / / / / / /

## THESE

Pour obtenir le grade de  
**Docteur de l'Ecole des Mines de Paris**  
Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

Présentée et soutenue publiquement par :

**Stéphanie NANGA NYONGHA**

le 26 Novembre 2008

**COMPORTEMENT ET TRANSFORMATIONS MARTENSITIQUES  
DE DEUX ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES :  
EFFETS DE LA TEMPERATURE, DE LA VITESSE ET DU CHARGEMENT**

*Directeurs de thèse : André PINEAU, Benoît TANGUY*

### Jury

M. Philippe PILVIN  
Mme. Suzanne DEGALLAIX  
M. Claude PRIOUL  
M. Hervé COUQUE  
M. Pierre-Olivier SANTACREU  
M. Loïc NAZE  
M. André PINEAU  
M. Benoît TANGUY

Président  
Rapporteur  
Rapporteur  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Directeur de thèse  
Directeur de thèse

Université de Bretagne-Sud  
Ecole Centrale de Lille  
Ecole Centrale de Paris  
Giat Industries  
Arcelor Mittal Isbergues  
Mines Paris – ParisTech  
Mines Paris – ParisTech  
CEA - Saclay





## Résumé

La recherche de "solutions aciers" peu coûteuses alliant conjointement allègement pondéral et sécurité passive est au coeur des problématiques actuelles dans l'industrie automobile. C'est pourquoi le développement de nuances à haute résistance s'en trouve fortement accru, en particulier les alliages inoxydables austénitiques qui présentent une transformation induite par la plasticité (effet TRIP), laquelle améliore considérablement les propriétés mécaniques de ces aciers. L'introduction dans les codes de calcul lors du prototypage de véhicules des modèles appropriés, passe par une bonne connaissance des mécanismes de transformation et de déformation se produisant dans ces matériaux.

L'influence de la température, de la vitesse de déformation et du type de sollicitation sur le comportement de deux nuances austénitiques 301LN et 201 a été exploré dans les domaines de température  $[-150^{\circ}\text{C}; 150^{\circ}\text{C}]$  et de vitesse de déformation  $[5.10^{-4}\text{s}^{-1}; 200\text{s}^{-1}]$  couvrant largement les conditions de mise en forme et d'usage. Des campagnes d'essais mécaniques (traction simple, traction plane, cisaillement, expansion équibiaxiale) ont été menées parallèlement aux observations par microscopie en transmission pour relier les mécanismes physiques de transformation au comportement mécanique obtenu. Ainsi les mécanismes de transformation dans chaque alliage ont été identifiés. Ce qui a permis de dégager les paramètres pertinents à intégrer pour produire une loi de transformation à base thermodynamique. Celle-ci a été intégrée à une loi des mélanges utilisée pour décrire le comportement en traction des deux aciers 301LN et 201.

Il ressort principalement de cette étude : (i) que les deux nuances 301LN et 201 sont substituables pour les applications visées malgré une différence des modes de déformation. (ii) que l'augmentation de la vitesse de déformation favorise la formation de défauts planaires. (iii) qu'une bonne représentation des cinétiques de transformation passe la description de la transformation à l'échelle cristalline. (iv) que les modèles classiques d'homogénéisation de composite sont insuffisants pour rendre compte du caractère adoucissant de la transformation de phase.



# Avant-propos

*Voici peut-être la partie la difficile de la rédaction de ce manuscrit. On ne devrait d'ailleurs pas l'intituler Avant-propos mais bien Post-propos car elle vient marquer le couronnement de toute une aventure (je dirai même une quête) et rendre un bref hommage à tous les protagonistes.*

*Mes premiers remerciements s'adressent à mes directeurs de thèse. Merci à M. André Pineau pour ses connaissances, sa passion, son engouement aussi bien pour la science, l'histoire, les civilisations et j'en passe. Etre trois ans à vos côtés à été pour moi une source d'enrichissement professionnel et personnel. Merci à Benoît Tanguy pour sa rigueur, sa disponibilité et surtout pour avoir toujours trouvé les mots pour me remotiver et garder le cap. Ma reconnaissance va également à tous les encadrants scientifiques pour leur aide chacun dans leur domaine. Je pense à Loïc Nazé pour toutes ces heures passées à traquer des nœuds triples, à Samuel Forest pour sa patience et ses compétences en Zebulon, à Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, Lucien Laiarinandrasana et Jacques Besson pour tous leurs conseils.*

*Je tiens à spécifier que cette thèse n'aurait pu se réaliser sans le soutien de notre partenaire industriel ArcelorMittal Isbergues pour lequel ces problématiques scientifiques restent de premier ordre. Merci à toi, Pierre-Olivier Santacreu pour ton accueil convivial et chaleureux à Isbergues, il a toujours été à l'image de cette région de France. Je remercie également toute ton équipe et en particulier J.-D. Mithieux, G. Chinouilh pour les nombreux échanges ainsi que pour la réalisation des essais d'emboutissage et observations par DRX. Ces remerciements s'étendent également aux collègues de l'University of British Columbia, David Maréchal et Chad Sinclair.*

*Je ne peux pas ne pas citer tous ceux qui ont contribué à créer le contexte quasi parfait pour l'élaboration de ce travail, réalisé au Centre des Matériaux sous la direction de J.P. Trottier puis d'E. Busso. Que leur soit exprimée toute ma reconnaissance. Grace à tout le personnel permanent du CdM, ces travaux ont été réalisés dans un environnement quasi-familial; je pense à Julie, Bertrand, Yann, Anne, les deux Gérard, Maria, Steve, les deux Franck, Jean-Do, Jo, Karine, Greg, Yves le tennisman, Pachou ainsi que tous les membres de l'atelier.*

*Christophe le plus togolais des français, Jojo qui usine plus vite que son ombre, Jean-Pierre qui a toujours su nous éviter les bouchons en navette et enfin le plus roqueur de tous, Michel le plus âpre négociateur de délais de fabrication.*

*Je remercie également tous les thésards avec lesquels on a partagé nos états d'âme: Elodie, Cédric, Jean-Yves, Melis, Asmahana, Anne-So, Aurélie, Florian, Tony, Nono, Nyco, Sophie, Christophe, Clara et tous les autres. Une mention toute spéciale pour le bureau B104 : Alex, Matthieu, Josette et Julien dans l'ordre. Comme l'a dit quelqu'un, on reste une équipe!*

*Il y avait une vie en dehors du labo et ceci grâce à Aude, Coralie, Maxence, David, Sophie, Sean. Que ce soit à Montpellier, au Touquet ou encore dans un bar parisien, merci d'avoir écouté sans vous plaindre mes tribulations thésardesques.*

*Je n'oublie évidemment pas toute ma famille française et camerounaise, qui m'a inconditionnellement soutenue: Béné et Dom, merci à vous. Patricia et Jean-Christophe, j'espère que le retour sur investissement vous satisfait pleinement. Papa et maman, c'est grâce à vous que tout ceci a pu être possible. Enfin, mon éternelle gratitude va à Martin, pour être quotidiennement à mes côtés et me rappeler opportunément de terminer cet avant-propos avant d'avoir oublié que j'ai soutenu ma thèse, car il est si difficile de mettre un point final à une si belle aventure.*

# Table des matières

<b>I</b>	<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>II</b>	<b>Etude bibliographique</b>	<b>7</b>
II.1	Description des aciers inoxydables . . . . .	9
II.1.1	Structure et métallurgie . . . . .	9
II.1.2	Influence des éléments d'alliage . . . . .	9
II.1.3	Propriétés mécaniques . . . . .	10
II.2	Transformations martensitiques . . . . .	12
II.2.1	Généralités . . . . .	12
II.2.2	Transformation par activation mécanique . . . . .	13
II.2.3	Plasticité de transformation . . . . .	15
II.3	Modes de déformation et de transformation . . . . .	16
II.3.1	Transformation martensitique par sollicitation mécanique statique . .	16
II.3.2	Transformation martensitique par sollicitation mécanique à grande vitesse . . . . .	21
II.4	Paramètres influençant la transformation martensitique . . . . .	22
II.4.1	Effet de la composition chimique . . . . .	22
II.4.2	Effet de la taille de grain . . . . .	23
II.4.3	Effet de l'état de contrainte et de déformation . . . . .	23
II.4.4	Effet de la température . . . . .	26
II.4.5	Effet de la vitesse de sollicitation . . . . .	26
II.5	Cinétique de transformation . . . . .	28
II.5.1	Modèle d'Olson et Cohen . . . . .	28
II.5.2	Modèle de Stringfellow et al. . . . .	29
II.5.3	Modèle de Radu . . . . .	31
II.5.4	Modèle de Tomita et Iwamoto . . . . .	32
II.5.5	Modèle de Hänsel . . . . .	32
II.6	Objectifs de l'étude . . . . .	35
II.6.1	Problématique industrielle . . . . .	35
II.6.2	Démarche adoptée . . . . .	36
<b>III</b>	<b>Matériaux étudiés et Techniques expérimentales</b>	<b>39</b>
III.1	Etat métallurgique initial . . . . .	41
III.1.1	Composition chimique . . . . .	41
III.1.2	Températures caractéristiques . . . . .	41
III.1.3	Stabilité thermodynamique . . . . .	42
III.1.4	Microstructure initiale . . . . .	43
III.1.5	Analyse de la texture et impact sur la transformation martensitique .	45
III.1.6	Analyse par microsonde de Castaing . . . . .	46
III.2	Caractérisation des phases . . . . .	51

III.2.1	Diffraction de rayons X . . . . .	51
III.2.2	Dosage magnétique . . . . .	51
III.3	Comportement mécanique en traction . . . . .	54
III.3.1	Domaine de vitesse quasi-statique . . . . .	54
III.3.2	Comportement à rupture . . . . .	56
III.3.3	Domaine de vitesse rapide . . . . .	56
<b>IV</b>	<b>Mécanismes de transformation martensitique en cours de déformation</b>	<b>59</b>
IV.1	Réponse mécanique . . . . .	61
IV.1.1	Influence de la température . . . . .	61
IV.1.2	Influence de la vitesse de déformation . . . . .	66
IV.1.3	Conclusion partielle . . . . .	75
IV.2	Modes de déformation et de transformation . . . . .	75
IV.2.1	Influence de la température . . . . .	75
IV.2.1.1	Cas de l'acier 301LN . . . . .	75
IV.2.1.2	Cas de l'acier 201 . . . . .	76
IV.2.2	Influence de la vitesse de déformation . . . . .	77
IV.2.3	Conclusion partielle . . . . .	81
IV.3	Identification des phases formées . . . . .	81
IV.3.1	Nature des phases . . . . .	81
IV.3.2	Quantification de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ . . . . .	84
IV.4	Modélisation de la cinétique de transformation . . . . .	88
IV.4.1	Modèle à base physique : loi de Olson et Cohen . . . . .	88
IV.4.2	Modèle à base thermodynamique . . . . .	88
IV.5	Discussion . . . . .	92
<b>V</b>	<b>Comportement et transformation martensitique</b>	<b>99</b>
V.1	Modélisation du comportement en traction . . . . .	101
V.1.1	Brève revue bibliographique . . . . .	101
V.1.2	Plasticité induite par la transformation . . . . .	104
V.1.3	Modélisation par une loi des mélanges . . . . .	106
V.1.4	Identification du modèle de comportement : calcul de la contribution de $\alpha'$ à l'écrouissage . . . . .	110
V.1.5	Conclusion partielle . . . . .	110
V.2	Influence du taux de triaxialité sur la transformation martensitique . . . . .	111
V.2.1	Essais de cisaillement . . . . .	112
V.2.2	Identification du modèle de cinétique thermodynamique . . . . .	114
V.2.3	Essais d'emboutissage . . . . .	115
V.2.4	Validation du modèle de comportement en cisaillement . . . . .	116
V.2.5	Conclusion partielle . . . . .	119
V.3	Trajets de chargement non proportionnels . . . . .	119
V.3.1	Effet de l'orientation sur les propriétés en traction . . . . .	120
V.3.2	Trajets de chargement non proportionnels : essais de traction bidirectionnels . . . . .	121
V.3.3	Conclusion partielle . . . . .	128
V.4	Discussion . . . . .	129
<b>VI</b>	<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>135</b>
<b>Annexes</b>		<b>139</b>

<b>A</b>	<b>La famille des aciers inoxydables austénitiques</b>	<b>141</b>
A.1	Tableau de composition chimique des aciers inoxydables austénitiques . . . . .	142
<b>B</b>	<b>Techniques expérimentales</b>	<b>149</b>
B.1	Protocole de polissage . . . . .	150
B.2	Microsonde de Castaing . . . . .	151
B.3	Dosage magnétique . . . . .	152
B.4	Elasticimétrie pendulaire . . . . .	153
B.4.1	Dispositif expérimental : pendule de flexion Le Rolland-Sorin . . . . .	153
B.5	Traction à grande vitesse . . . . .	154
B.5.1	Dispositif expérimental . . . . .	154
B.5.2	Géométrie des éprouvettes . . . . .	154
B.5.3	Essai « interrompu » . . . . .	154
<b>C</b>	<b>Réponse mécanique</b>	<b>159</b>
C.1	Effet de vitesse . . . . .	160
C.2	Identification des phases par rayons X . . . . .	162
<b>D</b>	<b>Comportement et transformation martensitique</b>	<b>169</b>
D.1	Loi des mélanges . . . . .	170
D.2	Essais de cisaillement . . . . .	170
D.3	Essais d'emboutissage . . . . .	170
D.4	Essais de traction bidirectionnels . . . . .	172
	<b>Bibliographie</b>	<b>185</b>





---

# Chapitre -I-

## Introduction

---

*Directive 2003/102/CE du Parlement européen et du Conseil du 17 novembre 2003*

*...Les objectifs de protection des piétons peuvent être atteints par une combinaison de mesures de sécurité active et de **sécurité passive** ; les recommandations du Comité européen pour l'amélioration de la sécurité des véhicules (ci-après dénommé "EEVC") de juin 1999 font l'objet d'un large consensus dans ce domaine ; **ces recommandations proposent des critères de performance applicables aux structures frontales de certaines catégories de véhicules à moteur en vue de réduire leur agressivité**. La présente directive propose des essais et des valeurs limites qui s'appuient sur les recommandations de l'EEVC...*

## Sécurité passive automobile : les enjeux

Les récentes directives européennes concernant la sécurité passive des usagers vulnérables (piétons, cyclistes et motocyclistes), imposent aux constructeurs automobile l'utilisation de solutions matériaux présentant des performances capables de répondre aux exigences des dites directives. Les dispositions relatives aux essais de collision à mener préconisent des vitesses d'impact allant jusqu'à 40 km/h. Il s'agit de collision entre les pièces "montant A"<sup>1</sup>, "pare-choc"<sup>2</sup>, "capot"<sup>3</sup> et des impacteurs représentant les parties suivantes du corps humain : tête d'adulte (4,8 kg) et d'enfant (3,5 kg), bas et haut de jambe (voir figure I.1). A cela viennent s'ajouter d'autres contraintes, notamment la réduction des émissions de  $CO_2$  préconisée, impliquant aussi un allègement des véhicules.



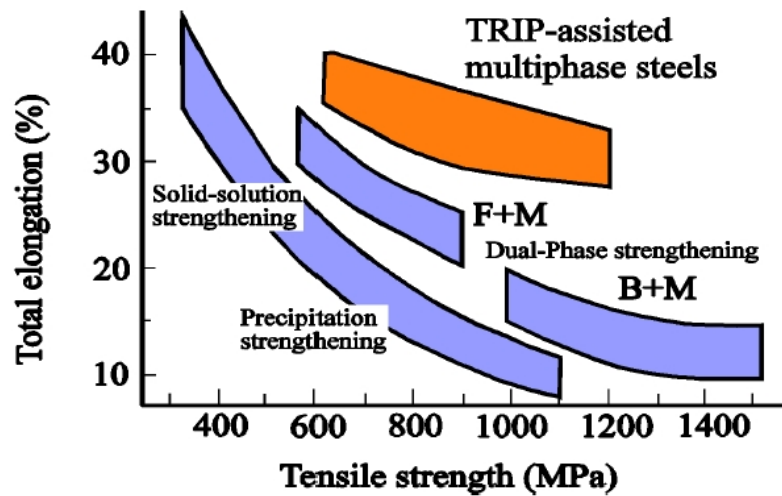
**Fig. I.1** – Illustration du choc frontal véhicule - piéton (adulte et enfant).

Pour toutes ces raisons, un grand intérêt est porté ces dernières années sur les aciers à très haute résistance (THR). Ce sont les aciers Dual Phase ou encore les aciers TRIP (TRansformation Induced Plasticity) à faible teneur en austénite résiduelle, qui présentent un compromis performance/surpoids intéressant. Les propriétés mécaniques présentées par ces alliages (figure I.2) rendent leur mise en forme aisée. Il existe cependant une autre classe d'aciers qui présentent des caractéristiques similaires sinon meilleures. Il s'agit des aciers inoxydables austénitiques qui présente également un effet TRIP et qui font l'objet de la présente étude.

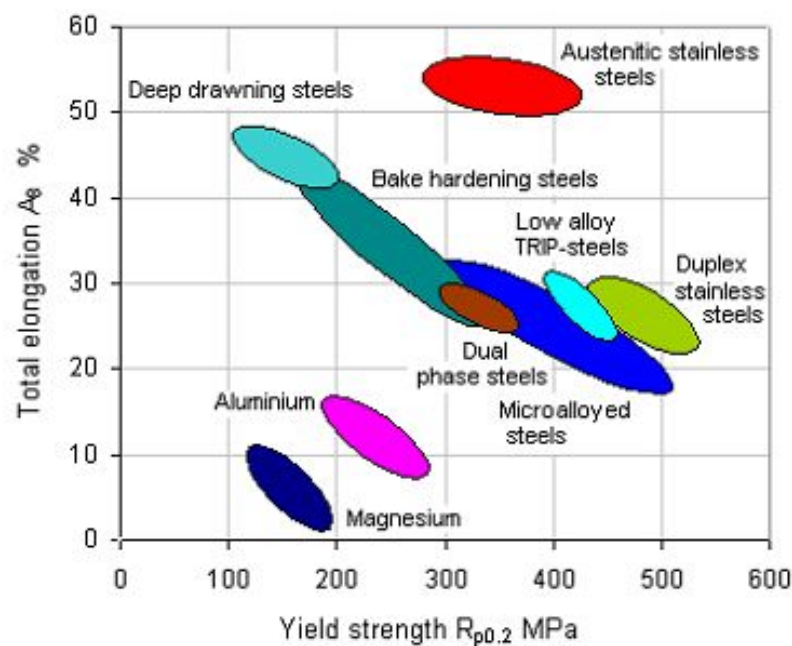
<sup>1</sup>Le "montant A" désigne le support de toit le plus en avant et le plus extérieur s'étendant du châssis au toit du véhicule [(JO, 2003)].

<sup>2</sup>Le "pare-chocs" désigne la structure externe située à l'avant, au bas de la carrosserie d'un véhicule. Elle comprend toutes les structures destinées à protéger le véhicule en cas de collision frontale à vitesse réduite avec un autre véhicule, ainsi que toutes les pièces de fixation à cette structure [(JO, 2003)].

<sup>3</sup>Il s'agit du "bord avant du capot" qui désigne la structure externe située sur la partie avant supérieure de la carrosserie et qui comprend le capot et les ailes, les éléments supérieurs et latéraux du boîtier de phares et toute autre pièce de fixation. Il comprend également la "face supérieure du capot" désignant la structure externe qui comprend la face supérieure de toutes les structures externes du véhicule, à l'exception du pare-brise, des pieds avant et des structures situées à l'arrière de ces éléments. Elle comprend donc notamment, mais pas exclusivement, le capot, les ailes, le tablier, les broches d'essuie-glace et la partie inférieure du cadre du pare-brise [(JO, 2003)].



**Fig. I.2** – Diagramme contrainte - déformation maximale des aciers THR [(Jacques, 1998)].  
F : ferrite ; M : martensite ; B : bainite.



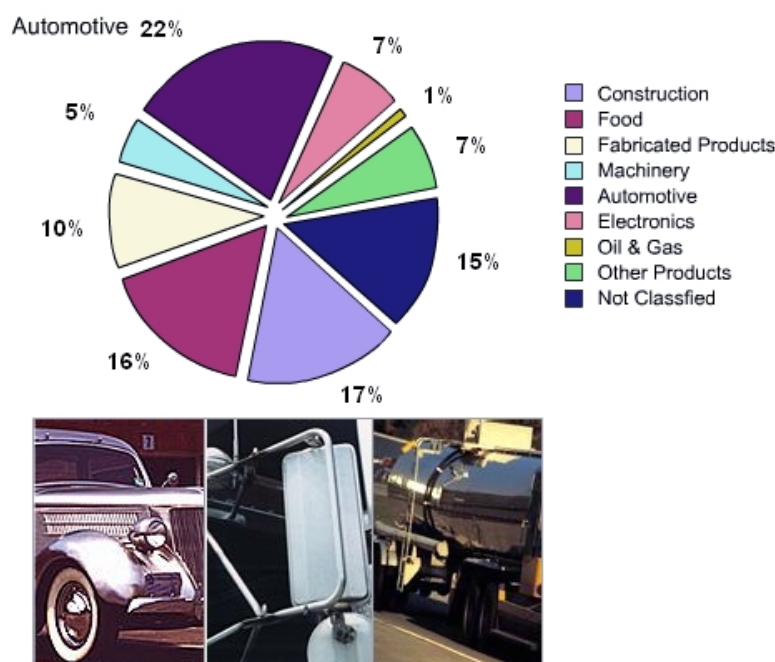
**Fig. I.3** – Comparaison des valeurs de contrainte à 0,2% de déformation et déformation maximale des aciers de structure automobile.

## La solution acier inoxydable austénitique instable

La production des aciers inoxydables austénitiques représente un volume annuel d'environ 20 millions de tonne dont plus de 20% sont utilisés dans l'industrie automobile, notamment pour la fabrication des lignes d'échappement (figure I.4). La comparaison des caractéristiques de résistance à la déformation et de ductilité des matériaux utilisés dans la structure automobile est faite sur la figure I.3. Les valeurs de contrainte et d'allongement supérieures relevées pour les aciers inoxydables austénitiques, ont engendré un intérêt croissant pour ces nuances. Cet intérêt est aussi en partie dû à certaines difficultés rencontrées lors de la

mise en forme des aciers THR (découpe des Dual Phase [(Dalloz, 2007)], pliage des aciers TRIP [(Reche, ours)], etc...). Il est actuellement envisagé d'utiliser ces alliages pour les applications de bras de suspension ou encore des châssis de véhicules.

Les nuances couramment utilisées sont de type 300 de composition classique 18-8 c'est-à-dire 18% de Cr et 8% de Ni. Elles présentent l'avantage de correspondre aux critères de résistance au choc et de ductilité au formage. Cependant, les nombreux éléments d'alliage entrant dans la composition de ces aciers engendrent un surcoût par rapport aux aciers THR. En particulier, les fluctuations de prix du nickel font de ces nuances austénitiques une solution relativement coûteuse (figure I.5). C'est la raison pour laquelle on note un intérêt grandissant vers les nuances 200, dans lesquelles le nickel est partiellement remplacé par du manganèse.



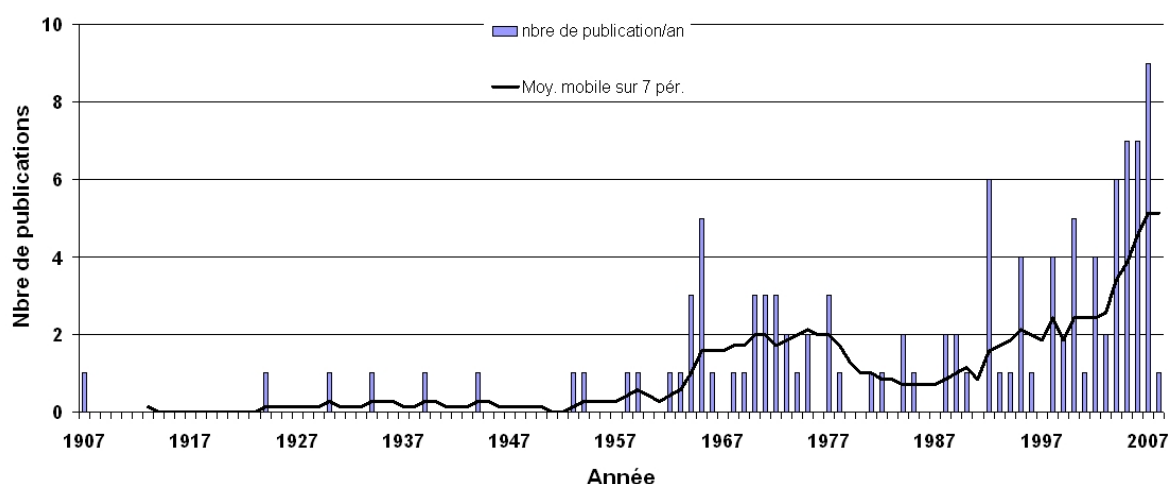
**Fig. I.4** – Répartition de l'utilisation des aciers inoxydables austénitiques. Dans le secteur automobile, utilisation dans les lignes d'échappement de véhicule.

De nombreuses études sur la transformation martensitique et les propriétés mécaniques des alliages Fe-Ni-Cr-C ont été réalisées par le passé. La figure I.6 permet de resituer le contexte dans lequel ces travaux ont été effectués. Ce graphe représente la distribution des références citées dans cette thèse répartie dans le temps et porte sur environ un siècle de recherche. Le fort développement de la métallurgie physique dans les années 70 et l'apparition des microscopes électroniques en transmission plus facile d'emploi expliquent le premier bond observé dans le domaine de recherche sur les alliages Fe-Ni-Cr-C. Les transformations martensitiques  $\gamma \rightarrow \alpha'$  et  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  ont pu être étudiées à l'échelle microscopique. Le second pic, plus récent, découle de la promulgation des directives européennes sur la réduction des émissions de gaz à effet de serre, ainsi que sur les nouvelles normes de sécurité. Ces directives ont engendré l'émulation de projets de type ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) visant à réduire le poids des véhicules, et conduisant alors à une recrudescence d'études sur les aciers à effet TRIP et leur modélisation.



**Fig. I.5** – Evolution de l'offre et de la demande du Ni. Coûts (en dollar par livre) et tonnages (en million de tonne) évalués sur le London Market Exchange. Source : [www.MetalPrices.com](http://www.MetalPrices.com).

Même si l'effet TRIP est depuis longtemps connu, des zones d'ombres demeurent néanmoins sur la compréhension fine des mécanismes de transformation. L'objectif de cette étude étant de comprendre et modéliser le comportement de tels alliages dans les conditions d'usage (mise en forme et crash), il est indispensable de connaître les mécanismes auxquels sont dues les excellentes propriétés mécaniques de ces aciers. Notamment, la complexité des sollicitations lors de la mise en oeuvre de ces aciers ou lors d'essais à grande vitesse implique d'identifier l'influence des paramètres de température, de vitesse de déformation et de type de chargement sur le comportement des alliages et les micromécanismes associés. La présente thèse s'inscrit dans le cadre de l'amélioration des solutions "acier" pour les pièces de sécurité. A l'issue d'une présentation dans le prochain chapitre de l'état de l'art sur la transformation martensitique dans les aciers inoxydables instables, la démarche générale adoptée sera détaillée.



**Fig. I.6** – Répartition annuelle des références citées dans cette étude.



---

# Chapitre -II-

## Etude bibliographique

---

### Sommaire

<b>II.1</b>	<b>Description des aciers inoxydables . . . . .</b>	<b>9</b>
II.1.1	Structure et métallurgie . . . . .	9
II.1.2	Influence des éléments d'alliage . . . . .	9
II.1.3	Propriétés mécaniques . . . . .	10
<b>II.2</b>	<b>Transformations martensitiques . . . . .</b>	<b>12</b>
II.2.1	Généralités . . . . .	12
II.2.2	Transformation par activation mécanique . . . . .	13
II.2.3	Plasticité de transformation . . . . .	15
<b>II.3</b>	<b>Modes de déformation et de transformation . . . . .</b>	<b>16</b>
II.3.1	Transformation martensitique par sollicitation mécanique statique .	16
II.3.2	Transformation martensitique par sollicitation mécanique à grande vitesse . . . . .	21
<b>II.4</b>	<b>Paramètres influençant la transformation martensitique . . . . .</b>	<b>22</b>
II.4.1	Effet de la composition chimique . . . . .	22
II.4.2	Effet de la taille de grain . . . . .	23
II.4.3	Effet de l'état de contrainte et de déformation . . . . .	23
II.4.4	Effet de la température . . . . .	26
II.4.5	Effet de la vitesse de sollicitation . . . . .	26
<b>II.5</b>	<b>Cinétique de transformation . . . . .</b>	<b>28</b>
II.5.1	Modèle d'Olson et Cohen . . . . .	28
II.5.2	Modèle de Stringfellow et al. . . . .	29
II.5.3	Modèle de Radu . . . . .	31
II.5.4	Modèle de Tomita et Iwamoto . . . . .	32
II.5.5	Modèle de Hänsel . . . . .	32
<b>II.6</b>	<b>Objectifs de l'étude . . . . .</b>	<b>35</b>
II.6.1	Problématique industrielle . . . . .	35
II.6.2	Démarche adoptée . . . . .	36

---



## RÉSUMÉ

*Dans ce chapitre, les aciers inoxydables ainsi que leurs propriétés métallurgiques et physiques sont présentés. Les grades métastables ont la particularité de présenter une transformation de phase sans diffusion : c'est la transformation martensitique. Cette transformation est décrite dans le cadre général des aciers. On présente les mécanismes de transformation rencontrés dans le cas particulier des aciers austénitiques inoxydables métastables. Plusieurs facteurs ont une influence significative sur la transformation et ceux-ci sont intégrés de façon plus ou moins complète dans divers modèles décrivant la cinétique de transformation ; quelques uns de ces modèles sont présentés. Enfin, l'intérêt de l'usage de ce type de matériaux dans l'industrie automobile, les problématiques industrielles avant industrialisation et mise en service ainsi que les enjeux scientifiques dont découlent la démarche adoptée pour cette étude sont abordés.*

## II.1 Description des aciers inoxydables

### II.1.1 Structure et métallurgie

Les aciers inoxydables austénitiques sont formés à partir d'une solution solide d'alliage Fe-Ni-Cr après hyper-trempe vers 1000°C - 1150°C. Ils conservent à température ambiante la structure gamma  $\gamma$ (CFC), phase instable pour cette température, et ne peuvent donc pas être durcis par trempe à l'ambiante. La stabilité relative de l'austénite est fonction de la teneur en éléments d'alliage.

Il est possible de trouver de la ferrite résiduelle issue de la phase d'élaboration à haute température. En effet le domaine  $\gamma$  à haute température est proche du domaine biphasé  $\alpha + \gamma$  et des hétérogénéités locales de composition peuvent entraîner la présence de ferrite résiduelle après austénitisation-trempe.

La norme AISI (American Iron and Steel Institute) répartit en 3 classes les différentes familles d'aciers austénitiques :

- Série 300

Il s'agit des nuances les plus couramment utilisées.

- Série 200

Ce type de nuances a été développé pour s'affranchir des fluctuations de prix du nickel (deux-tiers de la production de nickel est utilisée pour l'élaboration des aciers inoxydables<sup>1</sup>). En effet cet élément d'alliage est remplacé par du manganèse, dont le coût est moins élevé et plus stable et qui confère à cette classe d'acier des propriétés comparables aux nuances de série 300.

- Série spéciale (600, 900...)

Les éléments d'alliage sont en nombre plus conséquent pour cette famille d'aciers inoxydables, notamment la proportion de nickel. Les compositions sont choisies en fonction des applications pour lesquelles les nuances sont destinées.

Un tableau récapitulatif des différents grades est donné en annexe A.1.

### II.1.2 Influence des éléments d'alliage

D'une manière générale, la structure et les propriétés des matériaux dépendent de la teneur en éléments d'alliage.

**Chrome et Nickel :** Le chrome est l'élément qui donne à l'acier son caractère inoxydable par formation d'une couche superficielle dite couche de passivation constituée d'oxyde de chrome ; c'est un élément alphagène qui rétrécit le domaine  $\gamma$ . C'est pourquoi on lui adjoint le nickel, élément gammagène qui permet de conserver la structure austénitique.

**Manganèse :** Utilisé en substitution du nickel, c'est un élément qui stabilise l'austénite non pas par élargissement du domaine  $\gamma$ , mais par abaissement de la température de formation de la martensite par trempe. Il devient alphagène pour des teneurs supérieures à 7% et augmente la résistance à chaud lors des procédés de soudage.

**Carbone :** C'est un puissant élément gammagène qui lors d'un refroidissement lent ou d'un maintien en température au voisinage de 700°C, est susceptible de précipiter pour former des carbures de chrome intergranulaires fragilisants. C'est pour cette raison que ces aciers subissent le traitement d'hypertrempe précédemment cité.

**Molybdène :** Il s'agit d'un élément alphagène. Sa présence permet d'augmenter la résistance à la corrosion ainsi qu'au fluage. Il permet également de stabiliser la couche de passivation.

---

<sup>1</sup>Source CCI Champagne-Ardenne.

**Azote :** Élément gammagène, il contribue également à stabiliser l'austénite. De plus, il permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées lorsqu'il est combiné avec une teneur en carbone faible.

**Silicium :** Cet élément alphagène accroît les propriétés à haute température mais favorise la fissuration lors du soudage.

**Soufre :** Sa teneur est très faible. Cette teneur est quelque fois rehaussée car cet élément permet d'améliorer l'usinabilité au détriment de la résistance à la corrosion par piqûres.

**Titane et niobium :** Ces deux éléments alphagènes vont fixer le carbone et l'azote à l'état de carbures et de nitrures permettant un durcissement par précipitation.

**Cuivre :** Cet élément est gammagène et est issu des matériaux d'approvisionnement de l'aciérie lors des phases d'élaboration ; sa teneur va donc augmenter avec l'accroissement de l'utilisation de matériaux recyclés. La présence de cet élément augmente la résistance à la fissuration due à la corrosion sous contrainte au détriment de la soudabilité.

Selon leur pouvoir alphagène ou gammagène, les éléments constituant les matériaux sont affectés d'un coefficient et évalués en terme de chrome ou nickel équivalent [(Harries, 1981)]. On peut de cette façon prédire la constitution des aciers inoxydables austénitiques<sup>2</sup> (figure II.1).

$$Eq(Ni) = \%Ni + \%Co + 0,5(\%Mn) + 30(\%C) + 0,3(\%Cu) + 25(\%N) \quad (II.1)$$

$$Eq(Cr) = \%Cr + 2(\%Si) + 1,5(\%Mo) + 5,5(\%Al) + 1,75(\%Nb) + 1,5(\%Ti) + 0,75(\%W) \quad (II.2)$$

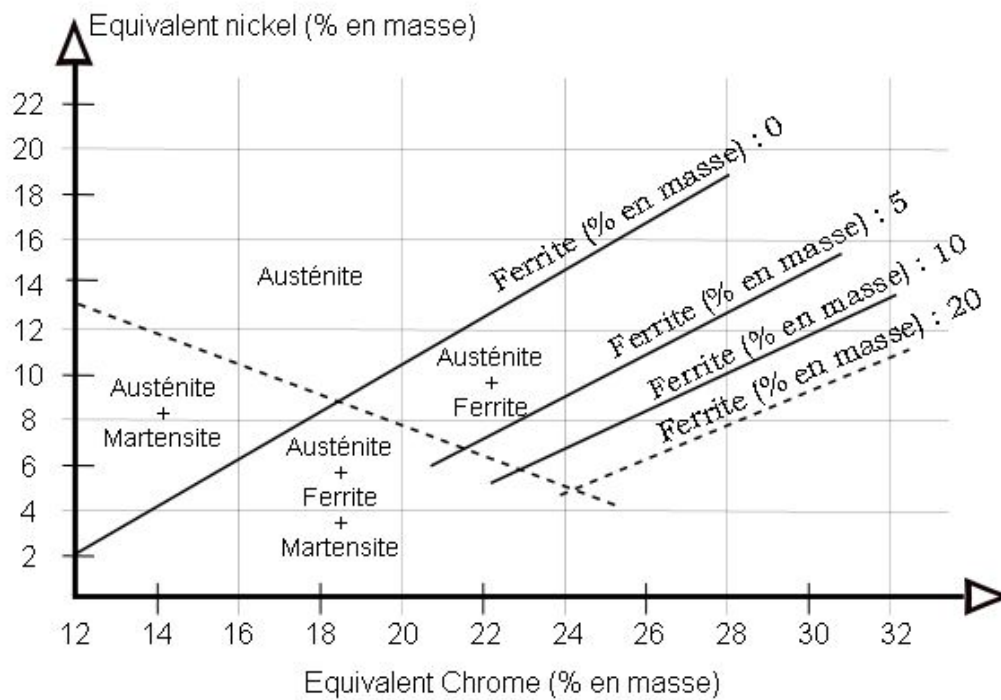
### II.1.3 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques dépendent principalement de la composition chimique, de l'état d'écrouissage initial et de la taille de grain. Les éléments interstitiels, carbone et azote, favorisent un durcissement de la structure, de même que des grains fins. Un écrouissage préalable aura pour effet d'augmenter la limite d'élasticité. Le tableau II.1 donne quelques valeurs pour une gamme d'aciers austénitiques (destinés à la chaudronnerie).

Les nuances austénitiques métastables ont la particularité de présenter une transformation de phase en cours de déformation. La martensite formée à partir d'une austénite instable va augmenter considérablement la résistance du matériau. En effet, l'apparition de cette phase en cours de déformation aura pour effet d'élever le coefficient d'écrouissage tout en retardant l'apparition de la striction. Les modes de déformation et de transformation seront analysés au paragraphe II.3.

---

<sup>2</sup>Les relations de Harries sont celles qui intègrent le plus d'éléments. Il existe un autre diagramme de prévision des structures métallurgiques ; il s'agit du diagramme de Schaeffler utilisé pour les alliages bruts de solidification.



**Fig. II.1** – Diagramme de Pryce et Andrew pour la prédiction des structures métallurgiques de produits laminés en acier inoxydable [(Barralis et Maeder, 2005)].

ASTM	EN	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	A (%)	KV travers (J)
304	1.4301	210	520	45	60
304L	1.4307	200	500	45	60
316L	1.4404	220	520	40	60
316L Mo	1.4432	220	520	40	60
304LN	1.4311	270	550	40	60
316LN	1.4406	280	580	40	60
321	1.4541	200	500	40	60
347	1.4550	200	500	40	60
316Ti	1.4571	220	520	40	60
316Nb	1.4580	220	520	40	60
317LMN	1.4439	270	580	40	60
904L	1.4539	220	520	35	60
31254	1.4547	300	650	40	60
08926	1.4529	300	650	40	60
34565	1.4565	420	800	30	90
08028	1.4563	220	500	40	60
08825		240	585	30	60
316LUG	1.4435	220	520	45	60
310MoLN	1.4466	250	540	40	60
310L NAG	1.4335	200	470	40	60
18.15.Si	1.4361	220	530	40	60
310S	1.4845	210	500	35	60
08810	1.4876	170	450	30	60

**Tab. II.1** – Propriétés mécaniques de quelques aciers austénitiques (valeurs minimales) [(Soullignac *et al.*, 2007)].

## II.2 Transformations martensitiques

### II.2.1 Généralités

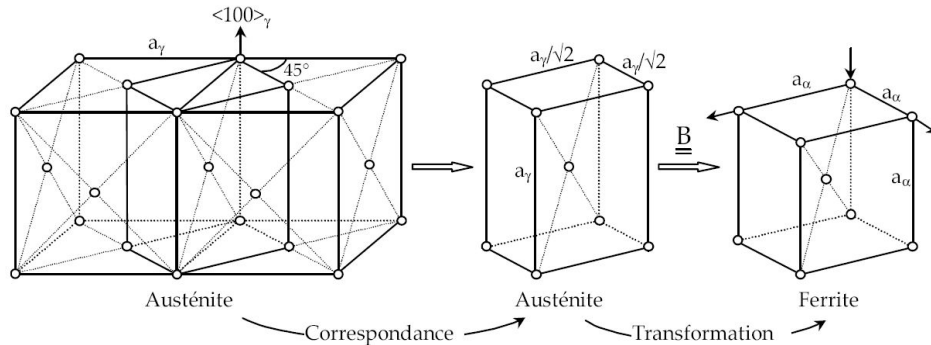
La transformation martensitique est une transformation sans diffusion de l'austénite en martensite par un mouvement coopératif (ce qui conduit parfois à le qualifier de « militaire ») des atomes de fer. Cette transformation se produit par un mécanisme de cisaillement, les atomes de fer passant de leurs positions dans le réseau de l'austénite à de nouvelles positions correspondant à une disposition plus stable à basse température. La vitesse de transformation est équivalente à la vitesse du son dans les solides, de l'ordre de quelques milliers de mètres à la seconde (Patoor et Berveiller, 1990). Les atomes se déplacent dans la direction de cisaillement, parallèlement à un plan fixe ou plan d'accolement et en quantité proportionnelle à leur distance à ce plan. La transformation est dite « displacive », à cause des déplacements atomiques et « de premier ordre », car il y a coexistence des deux phases séparées par une interface nette. D'un point de vue métallurgique, cela conduit à une solution solide sursaturée en carbone. Les atomes de carbone placés sur les sites octaédriques, provoquent une distorsion du réseau, il en résulte une maille tétragonale dont les paramètres suivent la relation :

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045\%C(\text{masse}) \quad (\text{II.3})$$

Dès lors, dans les aciers austénitiques faiblement alliés en carbone, ce rapport tend vers 1. La géométrie de la maille se rapproche de celle d'une structure cubique, la martensite est donc de structure cubique centrée (martensite de type  $\alpha'$ ).

On observe aussi une transformation martensitique d'un réseau CFC vers une structure HCP (martensite de type  $\varepsilon$ ) car il est facile par un mouvement de dislocations, de réarranger l'empilement des plans cristallins ; ceci sera détaillé dans la section II.3.

Selon le mécanisme de Bain [(Bain et Dunkirk, 1924)], la transformation martensitique



**Fig. II.2** – Déformation de réseau par la transformation de Bain.

est modélisée par un cisaillement puis une rotation avec changement de volume de la maille élémentaire (voir figure II.2) d'environ 1% à 2%. Il résulte de cette transformation une phase mère (l'austénite) et une phase fille (la martensite) coexistantes et dont les orientations cristallographiques sont interdépendantes. Plusieurs auteurs donnent ce type de relations [(Kurdjumov et Sachs, 1930), (Nishiyama, 1934)]. On retrouve dans le tableau II.2 les relations d'orientation déterminées par Bain [(Bain et Dunkirk, 1924)], Kurdjumov-Sachs [(Kurdjumov et Sachs, 1930)] pour la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  et Burgers [(Philibert *et al.*, 2002)] pour la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ .

Selon l'origine de la formation de la nouvelle phase, on distingue deux types de transformation : par activation thermique et par activation mécanique.

Nom	Angles d'Euler	Angle/axe de rotation	Rel. d'orientation
Bain	$(45^\circ, 0^\circ, 0^\circ)$	$45^\circ$ [110]	$(100)_\gamma // (100)_{\alpha'}$ $[011]_\gamma // [001]_{\alpha'}$
Kurdjumov-Sachs	$(84, 23^\circ; 48, 19^\circ; 84, 23^\circ)$	$90^\circ$ [112]	$(111)_\gamma // (110)_{\alpha'}$ $[0\bar{1}1]_\gamma // [1\bar{1}1]_{\alpha'}$
Burgers			$(111)_\gamma // (0001)_\epsilon$ $[0\bar{1}1]_\gamma // [11\bar{2}0]_\epsilon$

**Tab. II.2** – Relations d'orientation par Bain, Kurdjumov-Sachs et Burgers.

Dans le cas d'une transformation thermique, l'austénite est transformée en martensite quasi-instantanément par une trempe rapide à basse température. Selon la nuance de l'acier, la température de début de transformation  $M_s$ , va varier. Des formules empiriques proposées dans la littérature permettent de déterminer  $M_s$ .

$$\begin{aligned}
M_s(F) = & 75(14,6 - Cr) + 110(8,9 - Ni) \\
& + 60(1,33 - Mn) + 50(0,47 - Si) \\
& + 3000(0,068 - (C + N)) \text{ Eichelman et Hull [(Eichelman et Hull, 1953)]}
\end{aligned}
\tag{II.4}$$

$$\begin{aligned}
M_s(K) = & 772 - (316,7C) - (3,33Mn) - (11,1Si) \\
& - (27,8Cr) - (16,7Ni) - 11,1(Mo + W) \text{ Payson et Savage (Payson et Savage, 1944)}
\end{aligned}
\tag{II.5}$$

$$\begin{aligned}
M_s(K) = & 785 - (453C) - (16,9Ni) - (15Cr) - (9,5Mo) \\
& + 217(C)^2 - 71,5(C).(Mn) - 67,6(C).(Cr) \text{ Andrews (Andrews, 1965)}
\end{aligned}
\tag{II.6}$$

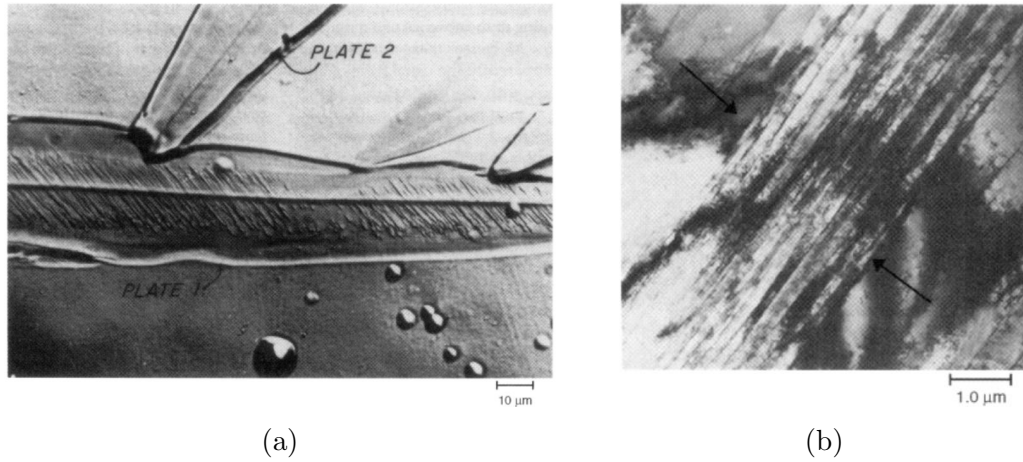
$$\begin{aligned}
M_s(C) = & 1302 - (42Cr) - (61Ni) \\
& - (33Mn) - (28Si) - 1667(C + N) \text{ Lacombe et Béranger (LBB, )}
\end{aligned}
\tag{II.7}$$

D'après ces formules, c'est la teneur en éléments interstitiels qui gouverne majoritairement la valeur de  $M_s$ . On peut noter que le poids du Ni est presque le double de celui du Mn dans la formule donnée par Eichelman et Hull; en effet une substitution du Ni par le Mn (cas des grades 200) devra être compensée par une élévation de la teneur en C pour maintenir une stabilité identique de l'alliage. La précision de ces formules est d'une à deux dizaines de degrés près. Les efforts actuels quant à la détermination de  $M_s$  sont portés vers des modèles analytiques basés sur la simulation thermodynamique [(Sourmail et Garcia-Mateo, 2005a), (Sourmail et Garcia-Mateo, 2005b)].

La morphologie d'une martensite obtenue après trempe dans les alliages Fe-Ni, est présentée figure II.3; la martensite apparaît sous forme de plaquettes ou de lattes.

## II.2.2 Transformation par activation mécanique

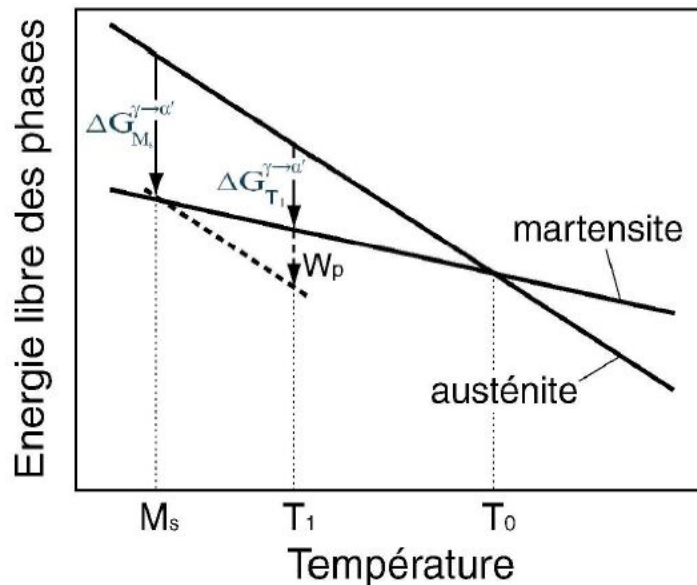
D'un point de vue thermodynamique, on peut se représenter la transformation martensitique telle que décrite par la figure II.4. En-dessous de la température d'équilibre  $T_0$ ,



**Fig. II.3** – Morphologies de martensite de trempe; (a) Micrographie de plaquettes de martensite dans un alliage Fe-32Ni; sous-structure de macles visible dans la plaquette 1 [(Olson et Owen, 1992)]. (b) Cliché de microscopie électronique en transmission montrant un empilement de lattes de martensite (entre les flèches) dans un alliage Fe-21Ni-4Mn [(Wakasa et Wayman, 1984)].

la transformation de l'austénite en martensite se traduit par une diminution de l'enthalpie libre de l'acier.  $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  est la variation d'énergie libre nécessaire à la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Il n'y aura de transformation que dans le cas où l'énergie d'activation de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  est égale à  $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ . Au-dessus de la température  $M_s$ , la structure est dans un état instable et l'énergie d'activation n'est pas atteinte car la variation d'énergie libre  $\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  est insuffisante. La transformation est alors provoquée par l'apport d'une énergie externe  $W_p$  supplémentaire d'origine mécanique.

Entre les températures  $M_s$  et  $T_o$ , c'est l'état de contrainte ou de déformation qui détermine

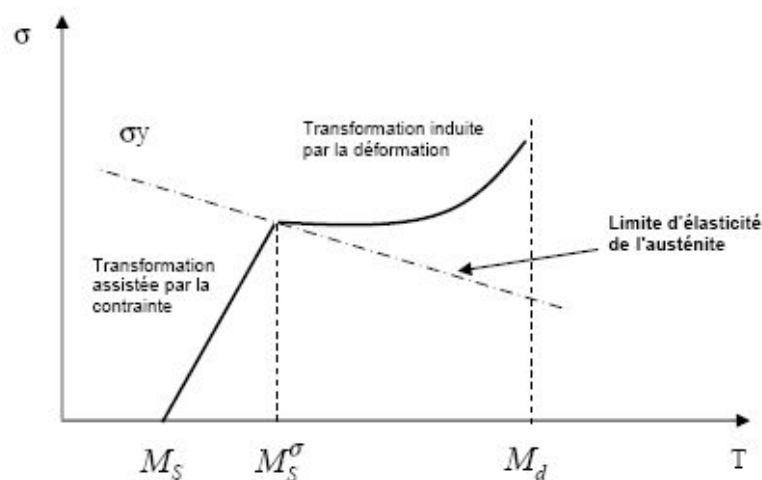


**Fig. II.4** – Illustration schématique de la transformation martensitique d'un point de vue thermodynamique.

la formation de la phase martensitique. Olson et Cohen [(Olson et Cohen, 1972)] établissent

une relation entre la température et la contrainte appliquée, illustrée par la figure II.5. Ils définissent la température  $M_s^\sigma$  qui sépare le domaine de transformation assistée par la contrainte et celui induit par la déformation : ce sont les phénomènes de S.A.M. et S.I.M.

- Stress Assisted Martensite (S.A.M.) : en-dessous de la limite d'élasticité  $\sigma_y$  de l'austénite, le niveau de contrainte atteint une valeur critique permettant d'avoir une énergie élastique suffisante pour provoquer la transformation.
- Strain Induced Martensite (S.I.M.) : au-delà de  $\sigma_y$ , l'écoulement plastique est dû au mouvement des dislocations et c'est l'énergie apportée par la déformation plastique qui provoque la formation de martensite.



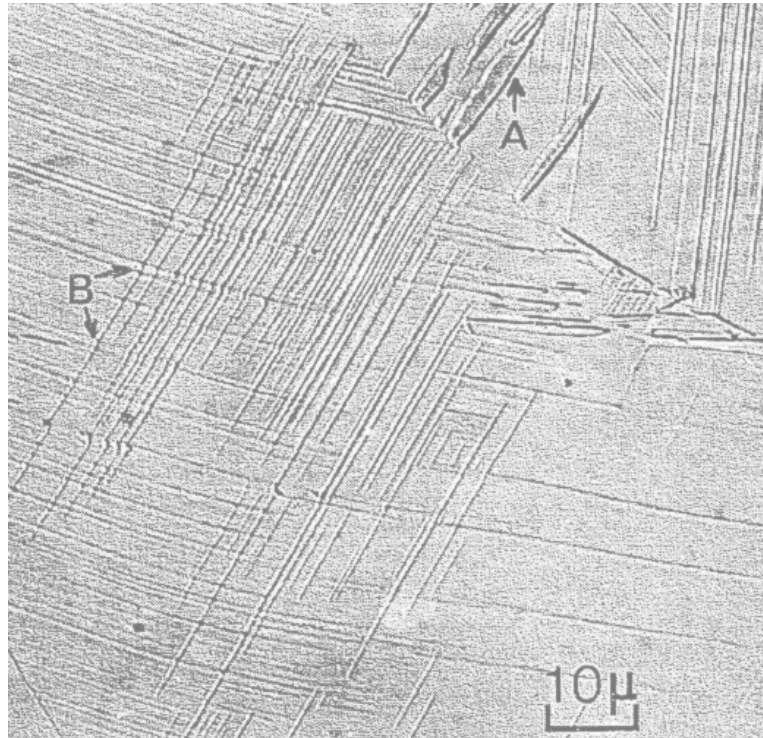
**Fig. II.5** – Illustration schématique de la variation de la contrainte critique avec la température.

On définit une température  $M_d$ , pour laquelle il ne se forme plus de martensite même avec un apport d'énergie mécanique supplémentaire. On utilise plus couramment  $M_{d30}$ , qui définit la température pour laquelle on a 50% de martensite après 30% de déformation plastique. La morphologie de la martensite obtenue par déformation plastique a été décrite par Lacroisey et Pineau [(Lacroisey et Pineau, 1972)] pour des alliages Fe-Ni-Cr-C. On retrouve comme dans le cas d'une martensite obtenue par trempe, des plaquettes et des lattes de martensite (figure II.6).

### II.2.3 Plasticité de transformation

La variation de volume accompagnant la transformation martensitique induit une concentration de contrainte au niveau local, qui peut être relaxée par glissement de dislocation ou formation de macles. On observe donc une déformation plastique macroscopique correspondant à la « plasticité de transformation ». Abrassart [(Abrassart, 1972)] a conduit des expériences qui ont permis de mettre en évidence l'existence d'une déformation permanente, sur des éprouvettes soumises à une contrainte élastique à basse température. Ce phénomène, couplé aux interactions de la martensite formée avec les autres microstructures de déformation, est associé à deux mécanismes [(Leblond et Devaux, 1989) (Fischer *et al.*, 2000)] :





**Fig. II.6** – Morphologie de la martensite  $\alpha'$  formée dans un échantillon d'alliage Fe-Ni-Cr-C déformé de 20% à  $-196^{\circ}\text{C}$  : plaquette (A) et latte (B) [(Lecroisey et Pineau, 1972)].

- Effet Magee [(Magee, 1966)] : il conduit à la sélection de variants favorablement orientés par rapport à la direction de la contrainte appliquée pour laquelle on a une transformation S.A.M. Dans le cas où il n'y aurait qu'une variation de volume (à contrainte nulle), les déformations associées à chaque variant se compenseraient ; mais lorsque le déviateur de contrainte est non nul, seuls les variants les mieux orientés vont s'activer.
- Effet Greenwood-Johnson [(Greenwood et Johnson, 1965)] : il provoque une microplasticité des phases due au changement de forme et de volume associé à la transformation martensitique. Cette microplasticité est orientée selon la contrainte résultant des incompatibilités de volume associées à la transformation ; il existe un glissement de dislocations créé par les contraintes localisées en front de transformation.

## II.3 Modes de déformation et de transformation

### II.3.1 Transformation martensitique par sollicitation mécanique statique

Bogers et Burgers [(Bogers et Burgers, 1964)] ont décrit les mécanismes qui entrent en jeu lors de la formation de martensite induite par la déformation. Avant de décrire ces mécanismes, rappelons ci-dessous les différentes structures cristallographiques éventuellement présentes dans la matrice austénitique.

**Dislocations et fautes d'empilement :** Les structures CFC présentent quatre plans denses  $\{111\}$  pouvant contenir six dislocations parfaites de type  $\frac{a}{2}\{1\bar{1}0\}$ . Lors du glissement de telles dislocations, les atomes mis en jeu effectuent une translation  $\vec{b}$  ; cette translation peut aussi être effectuée en minimisant la distorsion du réseau

en décomposant le trajet  $\vec{b}$  par  $\vec{b} = \vec{b}_1 + \vec{b}_2$  (figure II.7). On dit alors qu'il y a dissociation en deux dislocations partielles dites dislocations de Shockley entraînant une perturbation locale du réseau ou faute d'empilement. Une énergie de faute d'empilement  $\Gamma_{EFE}$  y est associée; dans le cas des aciers inoxydables cette énergie est faible, de l'ordre de  $10\text{mJ/m}^2$  à  $25\text{mJ/m}^2$  [(Rémy et Pineau, 1977)]. Une forte concentration de fautes d'empilement va jouer un rôle de consolidation dans ces matériaux car les dislocations de Shockley ne peuvent contourner les obstacles (joints de grain, etc...) lors de la déformation plastique; en effet ces dislocations restent confinées dans leur plan de dissociation. Pour ce type de structure, le glissement planaire est le mécanisme préférentiel de déformation, on aura alors formation de macles ou de phase  $\alpha'$  cubique centrée.

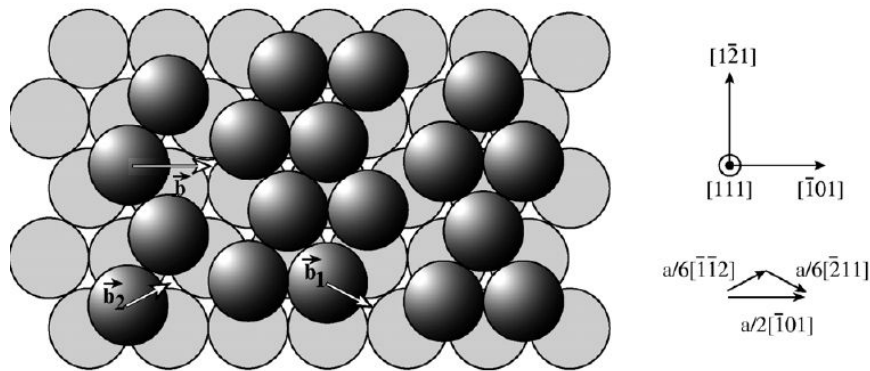


Fig. II.7 – Arrangement atomique avec dissociation de partielle dans une structure CFC.

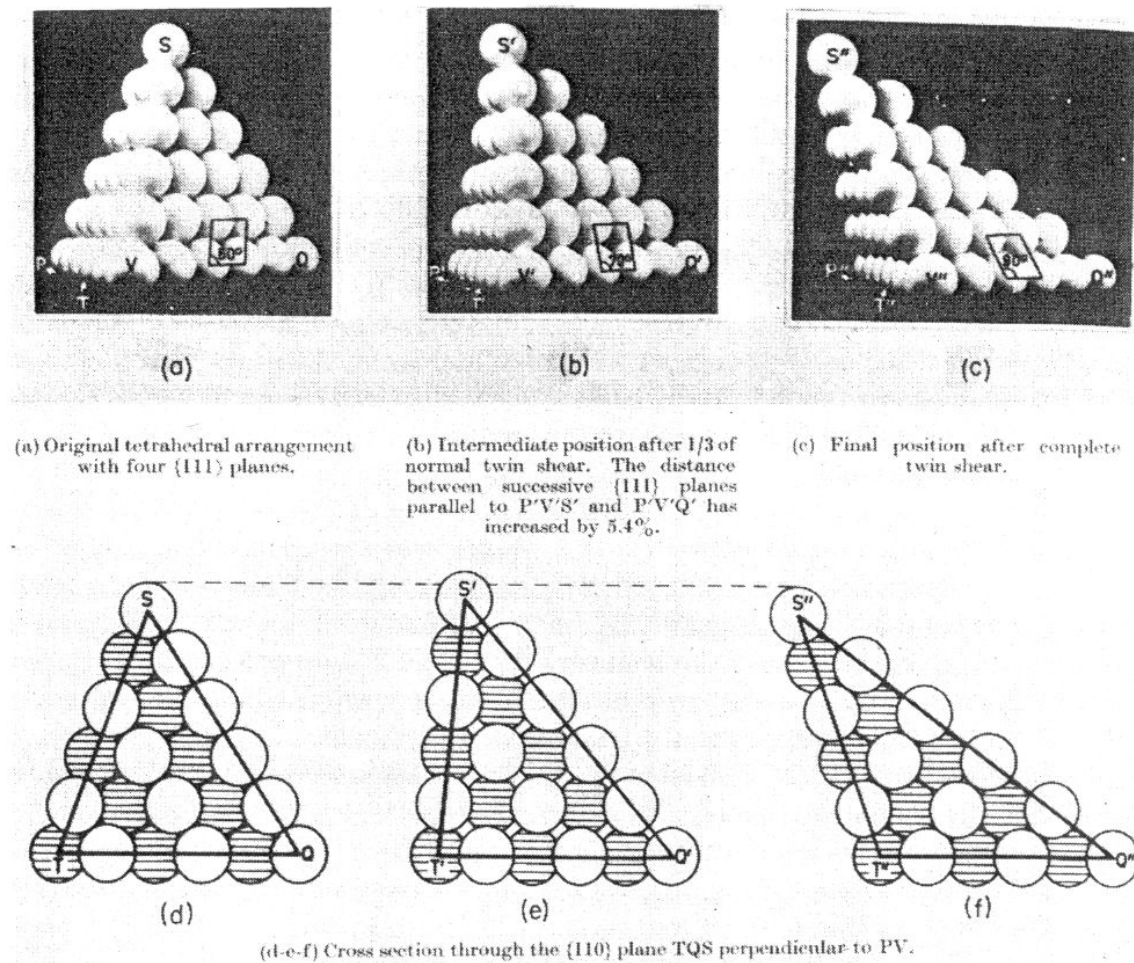
**Maclage et transformation martensitique HCP  $\epsilon$  :** La formation de ces deux éléments est basée sur le même principe à savoir la présence de fautes d'empilement le long des plans denses. En considérant l'apparition d'une faute d'empilement tous les plans denses, une macle fait passer de l'empilement CFC ...ABCABCABCA... à la séquence...ACABCABCA... puis ...ACBCABCA<sup>3</sup>... et enfin ...ACBABCABCA... On a alors un réseau qui est l'image du second par le plan miroir **A**. L'effet sur l'écroutissage est dû à l'interaction de macles avec des dislocations ou avec d'autres macles qui nécessite une forte énergie et une concentration de contrainte importante; ceci va provoquer une gêne à la poursuite de l'écoulement plastique.

Quant à la martensite  $\epsilon$ , elle est obtenue en créant une faute d'empilement tous les deux plans denses sur les plans de type C. On a la séquence suivante ...ABCABCABC... → ...ABABCABC... → ...ABABABC... On reconnaît la séquence de la structure hexagonale ABABAB. A la différence des macles, la structure hexagonale est une phase à laquelle est associée une enthalpie de formation d'origine chimique.

**Mécanismes de transformation CFC → CC** Selon le mécanisme de Bogers et Burgers [(Bogers et Burgers, 1964)], la structure CC est générée à partir d'une structure CFC par deux cisaillements consécutifs ou simultanés laissant deux plans invariants. Ce mécanisme est illustré par la figure II.8.

On passe du plan TQS par le premier cisaillement  $\frac{1}{3} \left( \frac{a}{6} < 112 >_{CFC} \right)$  de direction QT perpendiculaire à PV (appelé  $\frac{T}{3}$ ), au plan T'Q'S'. De même, on passera du plan

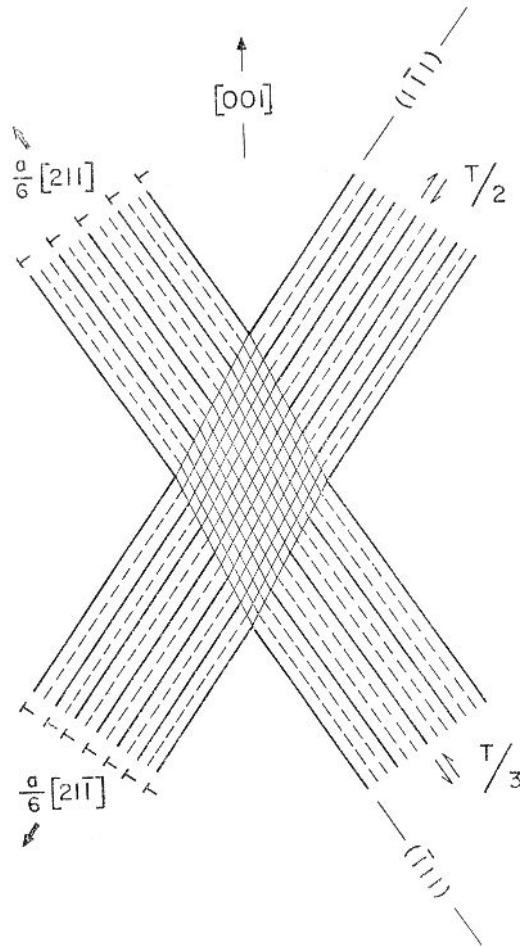
<sup>3</sup>les plans supprimés sont en gras



**Fig. II.8** – Illustration par le modèle des sphères dures du maillage selon  $a/6 \langle 112 \rangle_{CFC}$  dans l'austénite. (a)-(d) Position initiale de plans  $\{111\}_{CFC}$ . (b)-(e) Position intermédiaire correspondant à un cisaillement de  $a/18 \langle 112 \rangle_{CFC}$ . (c)-(f) Position finale correspondant à un arrangement de plans  $\{110\}_{CC}$ .

$T'Q'S'$  au plan  $T''Q''S''$  par le cisaillement  $\frac{1}{2} \left( \frac{a}{6} < 112 >_{CFC} \right)$  (appelé  $\frac{T}{2}$ ). Les plans PVQ et PVS sont les plans invariants.

La germination d'un embryon de martensite  $\alpha'$  par déformation plastique procéderait du même mode de formation comme illustré par la figure II.9. Les auteurs précisent que la position intermédiaire (b) de la figure II.8 n'est possible



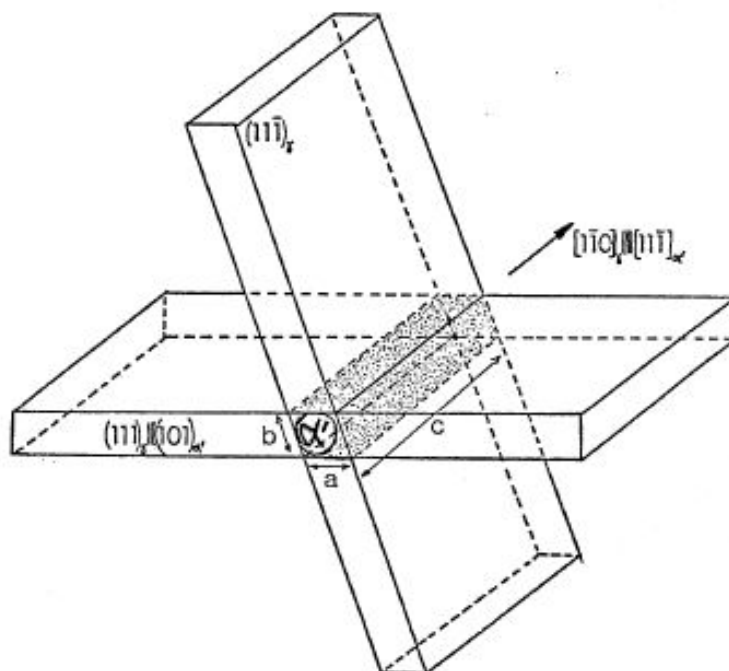
**Fig. II.9** – Illustration schématique de la germination de martensite CC par intersection de plans cisailés par un réseau de parties  $a/6 < 112 >$  dans l'austénite CFC. Le cisaillement de type  $T/3$  produit une faute tous les trois plans  $\{111\}_{CFC}$  tandis que le type  $T/2$  produit une faute tous les deux plans. Les deux types de cisaillement conduisent à une intersection à double faute et de structure CC.

que pour une énergie libre de transformation suffisante pour empêcher le cisaillement le plus naturel  $\frac{a}{6} < 112 >_{CFC}$ .

Les observations faites dans la littérature montrent que la formation de phase martensitique  $\alpha'$  se fait d'une manière générale à l'intersection de deux bandes de glissement [(Lecroisey et Pineau, 1972), (Olson et Cohen, 1972)] (cf. figure II.10), plus particulièrement :

- à l'intersection de deux plaquettes de martensite  $\varepsilon$  [(Venables, 1962)]
- à l'intersection d'une plaquette  $\varepsilon$  et d'une bande de glissement [(Lagneborg, 1964)] ; la morphologie obtenue serait de type plaquette [(Lecroisey et Pineau, 1972)].
- à l'intersection d'une plaquette  $\varepsilon$  et d'une macule mécanique [(Mangonon et Thomas,

1970)]; on aurait alors une martensite en latte se développant le long du plan de macle [(Lecroisey et Pineau, 1972)].



**Fig. II.10** – Formation d'un embryon de martensite  $\alpha'$  à l'intersection de deux bandes de déformation (plaquette de martensite  $\varepsilon$ , macle, plan de glissement).

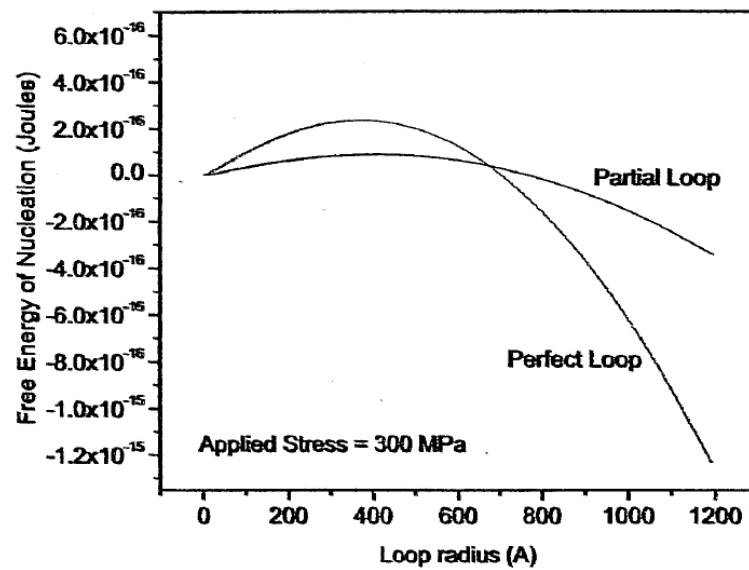
Lagneborg [(Lagneborg, 1964)] puis Goodchild [(Goodchild *et al.*, 1970)] ont montré que la formation de martensite  $\alpha'$  n'est pas obligatoirement subordonnée à celle de  $\varepsilon$ . Cette dernière est souvent indiquée comme phase intermédiaire. Deux séquences décrites par Blanc *et al.* [(Blanc *et al.*, 1973)] sont identifiées :

- transformation indirecte  $\gamma \longrightarrow \varepsilon \longrightarrow \alpha'$ . La phase  $\varepsilon$  est consommée au fur et à mesure de la germination de la phase  $\alpha'$  à l'intersection de plaquettes de  $\varepsilon$ .
- transformation directe  $\gamma \longrightarrow \alpha'$ . A cause du cisaillement nécessaire pour cette transformation, celle-ci est plus difficile que la précédente; on peut la favoriser en augmentant l'énergie motrice de transformation (baisse de température ou modification de composition chimique) par exemple.

Les deux séquences de germination sont en compétition. Toutefois une condition nécessaire d'apparition de la phase  $\alpha'$  est une énergie de faute d'empilement faible. Cette dernière est fortement dépendante de la composition chimique mais aussi de la température [(Rémy et Pineau, 1977), (Latanision et Ruff, 1971), (Rémy *et al.*, 1978)]; ces facteurs sont donc déterminants des modes de déformation et d'apparition des différentes structures (dislocations, macles, martensites  $\varepsilon$  et  $\alpha'$ ) dans les aciers inoxydables austénitiques. La connaissance des paramètres qui vont gouverner la transformation martensitique est essentielle sachant le rôle que cette transformation va jouer sur les propriétés mécaniques des aciers. Ces facteurs sont aussi bien intrinsèques au matériau (composition chimique, taille de grain austénitique) qu'extrinsèques (température, état de déformation, vitesse de déformation).

### II.3.2 Transformation martensitique par sollicitation mécanique à grande vitesse

Peu d'études sur les mécanismes de transformation en sollicitation rapide existent à ce jour. Cependant, des observations effectuées par Ferreira et al. [(Ferreira *et al.*, 2004)] sur la nuance d'acier 304 déformée à  $10^3 s^{-1}$ , montrent que l'augmentation de la vitesse de déformation et l'échauffement adiabatique concomitant favorisent la formation de macles au détriment de la martensite  $\alpha'$ . Cet effet est attribué à l'origine de la formation des dislocations et leur mouvement. Un modèle semi-quantitatif proposé par ces mêmes auteurs, basé sur la comparaison des énergies nécessaires à la formation d'une dislocation parfaite et d'une dislocation partielle, permet d'obtenir la courbe de la figure II.11 représentant l'énergie nécessaire à la formation de chaque type de dislocation en fonction de la vitesse de déformation ; ces énergies dépendent du niveau de contrainte et de la norme du vecteur de Burgers ainsi que l'énergie de faute d'empilement pour la formation d'une partielle. La courbe obtenue montre que pour une valeur de contrainte donnée, la formation de dislocation partielle est favorisée ; il existe une valeur critique de contrainte de cisaillement pour laquelle on a préférentiellement formation de dislocations partielles ( $\tau_C = 184 MPa$  pour l'acier 304). Dans le cas de vitesses de déformation élevées, les niveaux de contrainte sont tels qu'on est toujours au-dessus de cette valeur. Alors l'accroissement de défaut induit une formation accrue de martensite  $\varepsilon$ .



**Fig. II.11** – Energie d'activation pour la formation de dislocations parfaite et partielle en fonction du rayon de la boucle de dislocation pour un niveau de contrainte de cisaillement appliquée de 300 MPa.

Des observations similaires ont été rapportées par Talonen [(Talonen, 2007)] sur deux nuances, 301LN et 304. Des observations en microscopie électronique en transmission montrent une plus forte tendance à la formation de bandes de cisaillement pour des échantillons d'acier 304 déformés jusqu'à  $10^2 s^{-1}$ . Ces auteurs ont relevé les mêmes modes de transformation entre des échantillons d'acier 301LN déformés à  $3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  et  $10^2 s^{-1}$  pour lesquels ont été observées des fautes d'empilement et de la martensite  $\varepsilon$ .

## II.4 Paramètres influençant la transformation martensitique

### II.4.1 Effet de la composition chimique

La présence des éléments d'alliage a une très forte influence sur la stabilité relative de la phase  $\gamma$  par le biais de l'énergie de faute d'empilement. Les premières relations attribuées à Angel [(Angel, 1954)], donnent la dépendance de la température  $Md_{30}$  avec la teneur en différents éléments :

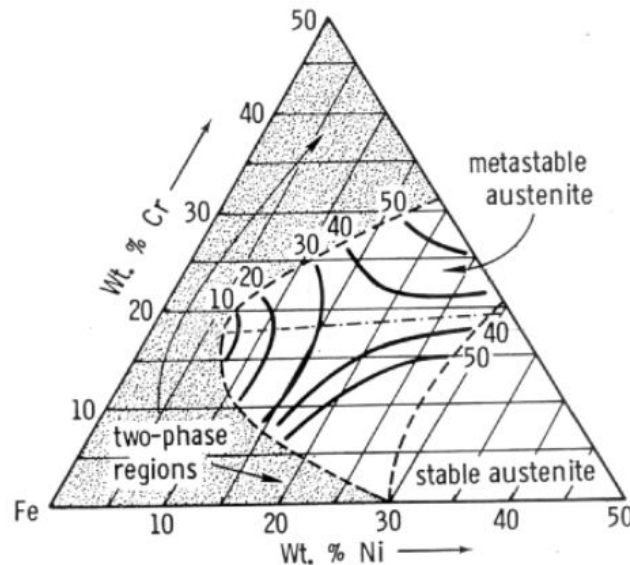
$$Md_{30}(C) = 413 - 462(C + N) - 9,2(Si) - 8,1(Mn) - 13,7(Cr) - 9,5(Ni) - 18,5(Mo) \quad (II.8)$$

où les éléments sont en pourcentage massique.

D'autres auteurs ont directement relié les valeurs d'énergie de faute d'empilement  $\Gamma_{EFE}$  à la composition chimique. Ainsi Schramm et Reed [(Schramm et Reed, 1975)] obtiennent pour les aciers inoxydables austénitiques la relation suivante :

$$\Gamma_{EFE}(mJ/m^2) = -53 + 9,3(Mo) + 6,2(Ni) + 3,2(Mn) + 0,7(Cr) \quad (II.9)$$

Cette relation n'est que très approximative comme l'ont démontré Rhodes et Thompson [(Rhodes et Thompson, 1977)] par le calcul de  $\Gamma_{EFE}$  pour une nuance particulière 310. En utilisant la relation précédente de Schramm et Reed, la valeur de  $\Gamma_{EFE}$  pour cet alliage est surestimée. Du fait de la difficulté de donner une relation linéaire pour tous les types d'alliages, ces auteurs proposent de reporter sur un diagramme ternaire Fe-Ni-Cr les iso-valeurs de  $\Gamma_{EFE}$  (figure II.12).



**Fig. II.12** – Diagramme ternaire Fe-Cr-Ni représentant les iso-valeurs d'EFE ( $mJ/m^2$ ) pour l'austénite à la température ambiante et pour 0,1% C [(Rhodes et Thompson, 1977)].

Alloy	$\Delta\gamma$
$\text{Fe}_{69.5}\text{Cr}_{13.5}\text{Ni}_{12}\text{Nb}_5$	-1.4
$\text{Fe}_{65.5}\text{Cr}_{17.5}\text{Ni}_{12}\text{Nb}_5$	12.0
$\text{Fe}_{69.5}\text{Cr}_{13.5}\text{Ni}_{12}\text{Mn}_5$	-12.3
$\text{Fe}_{65.5}\text{Cr}_{17.5}\text{Ni}_{12}\text{Mn}_5$	-11.0

**Tab. II.3** – Effet du Nb et du Mn sur la variation d'EFE ( $mJ/m^2$ ) [(Vitos *et al.*, 2006)].

Plus récemment Vitos *et al.* [(Vitos *et al.*, 2006)] ont montré qu'il est possible de déterminer pour un groupe d'alliages donné la relation entre l'énergie de faute d'empilement et la composition chimique. Ils établissent le rôle du Nb et du Mn sur des aciers inoxydables austénitiques  $\text{Fe}_{69.5}\text{Cr}_{13.5}\text{Ni}_{12}$  et  $\text{Fe}_{65.5}\text{Cr}_{17.5}\text{Ni}_{12}$  (tableau II.3) et ils trouvent que l'ajout de Mn provoque une variation de  $-2,3mJ/m^2$  par pourcentage atomique. Dans cette étude, les auteurs n'établissent pas de façon évidente l'effet du Nb sur l'énergie de faute d'empilement.

## II.4.2 Effet de la taille de grain

A la suite des travaux de Angel [(Angel, 1954)], Nohara *et al.* [(Nohara *et al.*, 1977)] proposent une formule améliorée de l'équation II.8 qui intègre la taille de grain ; lorsque celle-ci décroît, on observe un accroissement de Md.

$$\begin{aligned}
 Md_{30}(C) = & 551 - 462(C + N) - 9,2(Si) \\
 & - 8,1(Mn) - 13,7(Cr) - 29(Ni + Cu) \\
 & - 18,5(Mo) - 68(Nb) - 1,42(d - 8)
 \end{aligned} \tag{II.10}$$

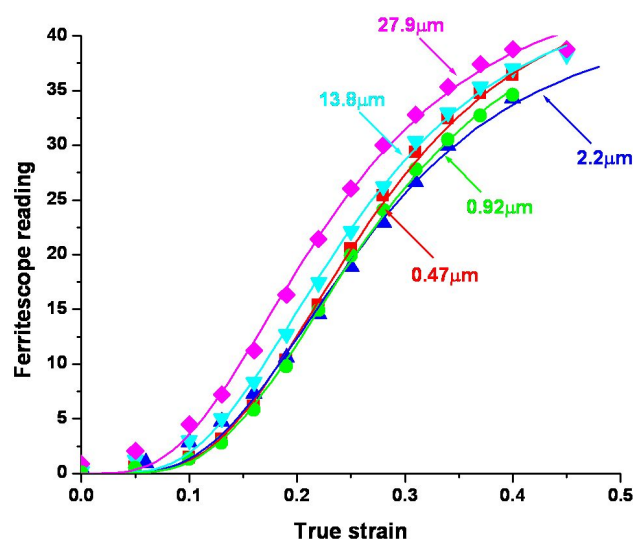
où  $d$  est la taille de grain selon la norme ASTM.

D'autres auteurs [(Gonzales *et al.*, 1992), (Varma *et al.*, 1994)] ont montré qu'une augmentation de la taille de grain favorise la transformation martensitique notamment sur les aciers 304 et 316 en cours de traction ou de laminage à froid. Des études en cours [(Marechal, )] portant sur la nuance 301LN montrent que cet effet n'est pas aussi évident. Pour une taille de grain submicronique ( $0,47\mu m < d < 0,92\mu m$ ), on arrive même à la conclusion inverse ; cependant la comparaison de cinétique de transformation pour ce matériau (figure II.13) avec une taille de grains variant de  $2,2\mu m$  jusqu'à  $28\mu m$  montre de manière assez claire que la transformation se produit d'autant plus facilement en cours de déformation que la taille de grain est importante.

## II.4.3 Effet de l'état de contrainte et de déformation

Les études portant sur l'influence de l'état de contrainte sur la cinétique de transformation, effectuées par Powell [(Powell *et al.*, 1958)] (traction, torsion et compression) ont montré que l'essai de traction uniaxiale permet une transformation plus efficace. Par ailleurs, Hecker *et al.* [(Hecker *et al.*, 1982)] ont comparé les cinétiques de transformation martensitique obtenues pour un acier 304 à partir d'essais de traction et d'emboutissage. Ils calculent la déformation équivalente au sens de von Mises pour chacun des types de chargement et mesurent la fraction volumique de martensite formée pour différents taux de déformation équivalente (figure II.14). A partir de ces résultats, ils montrent que l'état de contrainte biaxial permet de former environ 50% de martensite de plus qu'en traction simple. Cependant les

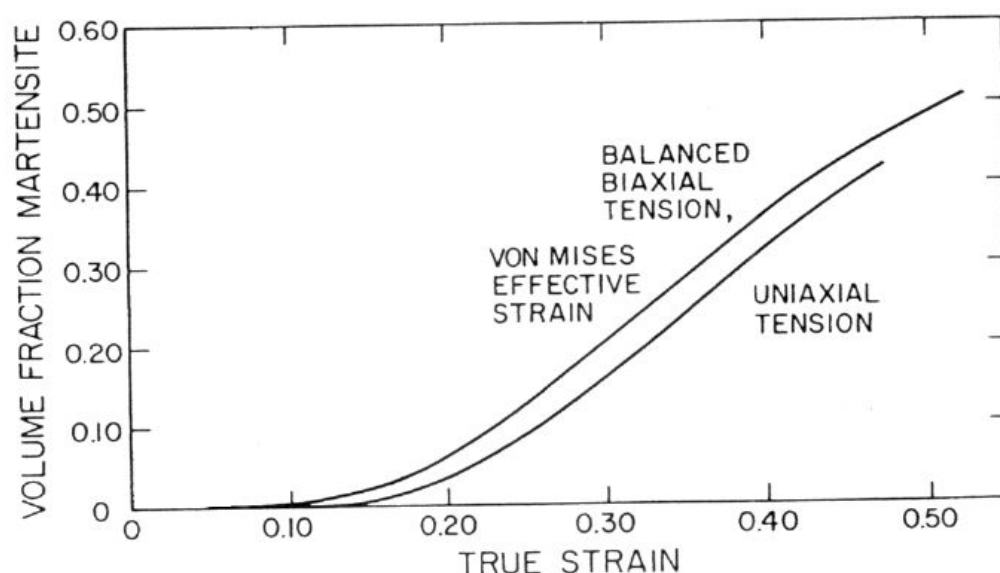




**Fig. II.13** – Variation avec la taille de grain des cinétiques de transformation pour l'acier 301LN [(Marechal, )]. Evaluation de la proportion de martensite par une échelle arbitraire (lecture au ferritescope).

essais d'Okatani [(Okatani *et al.*, 1995)] (tension, compression, compression équi-biaxiale et emboutissage profond) montrent qu'on obtient le taux de martensite maximal par un essai de compression uniaxiale et que la fraction de martensite augmentera avec l'accroissement de la composante hydrostatique de la contrainte.

Ces résultats sont en contradiction. C'est pourquoi d'autres auteurs ont approfondi l'étude



**Fig. II.14** – Comparaison des cinétiques de transformation de martensite formée à partir d'essais de traction et compression (acier 304) à  $T=23^{\circ}\text{C}$  [(Hecker *et al.*, 1982)].

de l'influence de l'état de contrainte sur la transformation martensitique. Iwamoto *et al.* [(Iwamoto *et al.*, 1998)], à partir d'essais de traction et compression réalisés sur un acier

304, montrent que la vitesse de formation de phase  $\alpha'$  dépend du niveau de déformation. Pour les niveaux de déformation faibles, la vitesse de transformation est plus élevée en compression et cette tendance s'inverse aux déformations croissantes (figure II.15). Un aspect à explorer est l'évolution de l'orientation cristallographique dans le matériau sous ces différentes sollicitations. En effet, la différence de comportement pourrait s'expliquer par des effets de texture de l'austénite en cours de déformation ; la sélection des variants participant à la transformation peut être influencée par une orientation préférentielle des grains austénitiques.

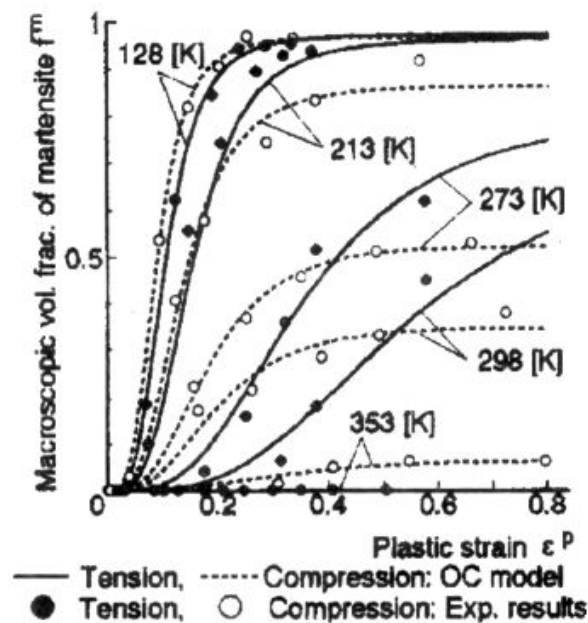


Fig. II.15 – ]

Comparaison des cinétiques de transformation de martensite formée à partir d'essais de traction et équi-biaxiés (AISI 304) à différentes températures  $[-145^{\circ}\text{C}; 80^{\circ}\text{C}]$  [(Iwamoto *et al.*, 1998)].

Un autre aspect à évoquer est l'état de déformation des matériaux préalablement à une sollicitation mécanique. L'effet d'un écrouissage préalable sur la transformation a été rapporté par Spencer *et al.* [(Spencer *et al.*, 2004)]. Ces auteurs mettent en évidence la propagation diffuse d'une bande de type Lüders qui correspondrait à l'avancée d'un front de transformation en cours de déformation. Le matériau (316L) prédéformé de 15 % et 30 % à température ambiante puis testé à  $-196^{\circ}\text{C}$ , subirait un écrouissage empêchant le front de conduire à une localisation catastrophique. Ces auteurs ne proposent pas d'explication physique de l'apparition de ce phénomène.

Abrassart [(Abrassart, 1972)] a lui aussi fait état d'une zone de déformation hétérogène sur un alliage  $\text{FeCr}_{15}\text{Ni}_4\text{Mo}_{2,7}\text{C}_{0,13}$  testé en traction à  $20^{\circ}\text{C}$  et préalablement déformé de 20% à  $150^{\circ}\text{C}$ . Il établit que cette localisation apparaît si la transformation martensitique conduit à une déformation locale dans l'ensemble d'une section de l'éprouvette, pendant un temps inférieur à la durée de propagation des ondes de déformation plastique par glissement ; le taux d'écrouissage est négatif dans ce cas et la transformation est présentée comme un mode de déformation.

#### II.4.4 Effet de la température

On a vu que la transformation martensitique est dépendante de grandeurs physiques telles que l'énergie de faute d'empilement  $\Gamma_{EFE}$  et l'énergie libre de transformation  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  ; ces deux dernières quantités dépendent elles aussi fortement de la température qui est donc de grande importance lors du changement de phase.

En ce qui concerne la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , Rémy et al. [(Rémy *et al.*, 1978)] montrent dans leur étude concernant les métaux et alliages à structure compacte (CFC et HCP), que la variation d'énergie de faute d'empilement  $\frac{d\Gamma_{EFE}}{dT}$  est proportionnelle à la variation d'entropie  $\Delta S(\gamma \rightarrow \varepsilon)$  et liée par la relation :

$$\frac{\Delta \Gamma_{EFE}}{\Delta T} = -\frac{8}{\sqrt{3}} \frac{1}{a^2 \aleph} \Delta S_{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad (\text{II.11})$$

où  $\aleph$  représente le nombre d'Avogadro et  $a$  le paramètre de réseau.

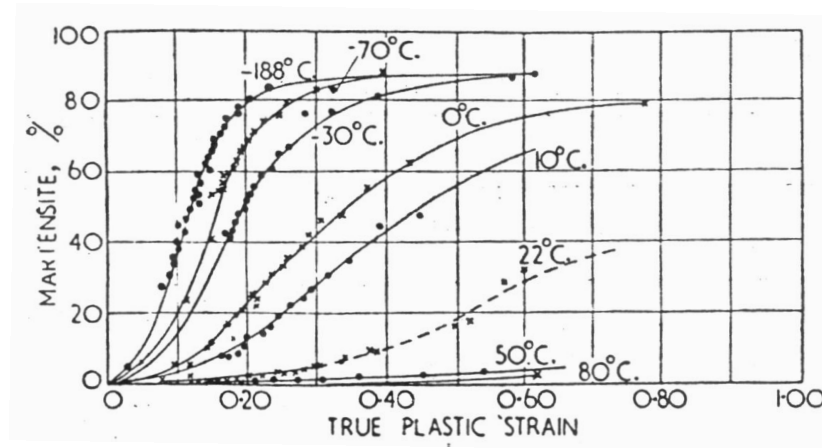
Cette relation permet de lier l'énergie de faute d'empilement  $\Gamma_{EFE}$  à la température  $T$  par le biais de la variation d'énergie libre  $\Delta G_T^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  associée à l'activation de la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  :

$$\Delta G_T^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \Delta H - T \Delta S \quad (\text{II.12})$$

où  $H$  est l'enthalpie et  $S$  l'entropie.

Donc, plus la température diminuera et moins il faudra apporter d'énergie supplémentaire pour engendrer une transformation car l'énergie libre de transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  sera grande et vice versa (ceci est aussi illustré figure II.4).

Les résultats obtenus par Angel [(Angel, 1954)] illustrent parfaitement les conséquences de variations thermiques sur un acier 304 (figure II.16), la transformation dans ce cas est de type  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . D'après cet auteur, l'écoulement dans la martensite et la déformation par glissement sont les deux modes de plasticité en compétition dans cet alliage. Aux températures les plus basses, c'est la plasticité martensitique qui gouverne l'écoulement et plus on se rapproche de  $M_d$ , plus les mécanismes de plasticité sont dus au glissement des dislocations.

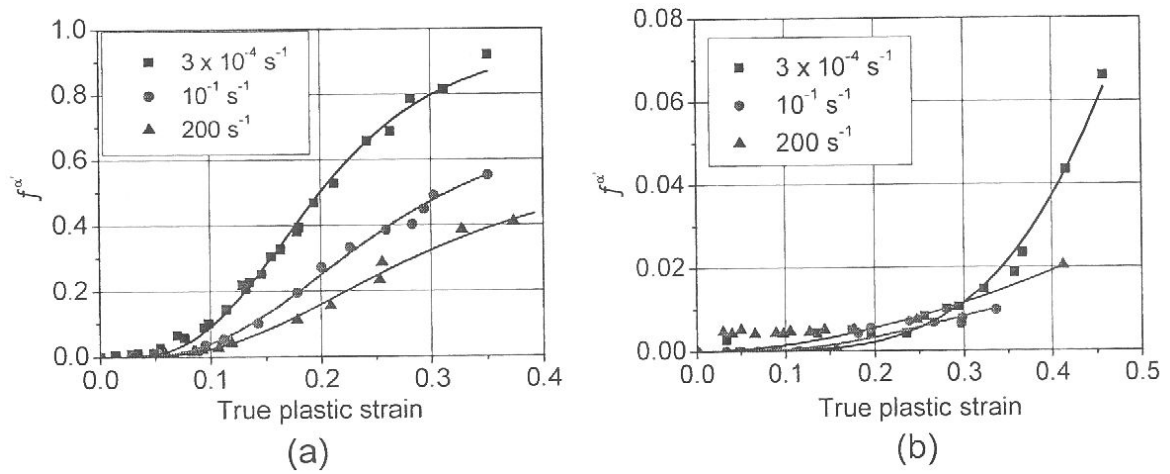


**Fig. II.16** – Influence de la température sur les cinétiques de la transformation martensitique d'un acier de type 18/8 (AISI 304) déformé en traction uniaxiale [(Angel, 1954)].

#### II.4.5 Effet de la vitesse de sollicitation

Toutes les études portant sur l'influence de la vitesse de chargement aboutissent à la conclusion qu'une élévation de la vitesse de sollicitation inhibe la transformation. Ceci est

expliqué par le fait que la rapidité des essais ne permet pas la dissipation sous forme de chaleur de l'énergie stockée en cours d'essai, il se produit au sein du matériau un échauffement adiabatique et comme on l'a noté dans le paragraphe précédent, une élévation de température conduit à une énergie libre d'activation faible, réduisant la formation de martensite. De nombreuses publications [(Talonen *et al.*, 2005) (Lichtenfeld *et al.*, 2006) (Talonen, 2007)] font état de ces résultats illustrés par la figure II.17. Cet effet est à distinguer de celui d'une augmentation de la vitesse de déformation en condition isotherme, qui reste peu connu à ce jour du fait de la difficulté d'obtenir par des chargements rapides une vitesse de déformation constante sans élévation de température.



**Fig. II.17** – Influence de la vitesse de déformation sur les cinétiques de transformation martensitique d'aciers 301LN (a) et 304 (b) déformés en traction à grande vitesse [(Talonen *et al.*, 2005)].

On peut noter par ailleurs, qu'à la différence de la plupart des matériaux métalliques, une augmentation de la vitesse de déformation induit une augmentation du niveau de contrainte mais aussi de l'allongement réparti comme rapporté par Wu et al. [(Wu *et al.*, 2006)] pour alliage 254SMO. Lors d'un essai de traction à la vitesse de  $10^{-1}s^{-1}$ , l'échauffement généré favorise le mouvement des dislocations et leur interaction ce qui va favoriser l'écoulement. Ils observent que dans le cas de forte elongation, le nombre d'intersection de bandes de glissement, sites de germination de la martensite, s'accroît.

## II.5 Cinétique de transformation

Le premier modèle descriptif de l'évolution de la transformation martensitique avec la déformation est attribué à Angel [(Angel, 1954)]. Il s'agit d'une relation analytique en adéquation avec les points expérimentaux relevés (figure II.16) :

$$\ln \frac{f}{1-f} = n \ln \varepsilon + k \quad (\text{II.13})$$

Avec

- $f$  : fraction de martensite formée
- $\varepsilon$  : déformation vraie
- $n$  : constante indépendante identifiée égale à 3
- $k$  : constante dépendant de la composition chimique et de la température

### II.5.1 Modèle d'Olson et Cohen

Ces auteurs [(Olson et Cohen, 1975)] ont proposé un modèle physique décrivant l'évolution de la transformation avec le taux de déformation. Ce modèle repose sur l'hypothèse du mécanisme de germination de martensite CC résultant d'intersections de bandes de cisaillement. Le volume libre de ces bandes décroît linéairement avec la déformation plastique et on écrit la variation de la fraction volumique de bandes de glissement,  $f^{sb}$ , en fonction du taux de déformation :

$$\frac{df^{sb}}{1-f^{sb}} = \alpha \cdot d\varepsilon \quad (\text{II.14})$$

où  $f^{sb}$  est la fraction volumique de bandes de cisaillement et  $\alpha$  le taux de formation de ces bandes.

En intégrant cette fonction, on trouve :

$$f^{sb} = 1 - \exp(-\alpha\varepsilon) \quad (\text{II.15})$$

Cette fraction est reliée au nombre de bandes de cisaillement par unité de volume d'austénite  $N_v^{sb}$  par la relation :

$$N_v^{sb} = \frac{f^{sb}}{\bar{v}^{sb}} \quad (\text{II.16})$$

avec  $\bar{v}^{sb}$  : le volume moyen (supposé constant) d'une bande de cisaillement.

La relation (II.17) donne le nombre de bandes de cisaillement  $N_v^I$  qui vont s'intercepter :

$$N_v^I = K(N_v^{sb})^n \quad (\text{II.17})$$

où  $n$  et  $K$  sont des coefficients à identifier et  $K$  dépend de la taille des plaquettes de martensite formées. L'incrément en nombre de germes de martensite  $\alpha'$  formés par unité de volume d'austénite,  $dN_v^{\alpha'}$  est donné par l'expression :

$$dN_v^{\alpha'} = p dN_v^I \quad (\text{II.18})$$

où  $p$  est la probabilité qu'une intersection de bandes génère un germe de martensite. On écrit la variation de fraction volumique de bandes de cisaillement en fonction de la fréquence d'apparition  $dN^{\alpha'}$  de la phase  $\alpha'$  :

$$\frac{df^{sb}}{1 - f^{sb}} = \bar{v}^{\alpha'} \cdot dN_v^{\alpha'} \quad (\text{II.19})$$

où  $\bar{v}^{\alpha'}$  est le volume moyen unitaire de martensite et est supposé constant. Tout calcul effectué, on obtient la loi suivante :

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp[-\beta(1 - \exp(-\alpha \cdot \varepsilon))^n] \quad (\text{II.20})$$

Avec

$\alpha = \frac{df^{sb}}{d\varepsilon}$  : paramètre représentant le taux de formation de bandes

$\beta = \frac{\bar{v}^{\alpha'} K}{(\bar{v}^{sb})^n} p$  : paramètre traduisant la fréquence d'apparition de sites de germination de  $\alpha'$

$n$  : exposant de la loi reliant le nombre total de bandes et le nombre d'intersections ; à faible déformation peu de bandes se croisent puis leur nombre croît de plus en plus rapidement, la valeur  $n = 4,5$  a été retenue [(Olson et Cohen, 1975)] après identification à partir des données de Angel [(Angel, 1954)].

Grâce à ces données, les valeurs obtenues par Angel [(Angel, 1954)] (cf. figure II.16) ont été modélisées. L'évolution avec la température des paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  est représentée figure II.18. Ces paramètres sont maximaux pour les plus basses températures. On notera que les valeurs à  $T=50^\circ\text{C}$  ne sont pas reportées ; mais les valeurs prédites par le modèle indiquent qu'aucune transformation n'a eu lieu à cette température, ce qui est en contradiction avec les résultats expérimentaux (3,5% de martensite pour  $\varepsilon=54\%$  à  $50^\circ\text{C}$ ). Cette différence suggère qu'il existe un autre processus de germination, supposé mineur par les auteurs, qui opère lors de la transformation. Si ce modèle semble être représentatif des mécanismes de transformation, il ne permet de quantifier que la martensite  $\alpha'$  de type CC et ce, dans des conditions isothermes.

### II.5.2 Modèle de Stringfellow et al.

En se basant sur les travaux d'Olson et Cohen, Stringfellow et al. [(Stringfellow *et al.*, 1992)] intègrent l'influence de l'état de contrainte sur la cinétique de transformation. A la différence de la relation II.14, la vitesse de formation est écrite comme :

$$\dot{f} = (1 - f) \bar{v}^{sb} \dot{N}_v^{\alpha'} \quad (\text{II.21})$$

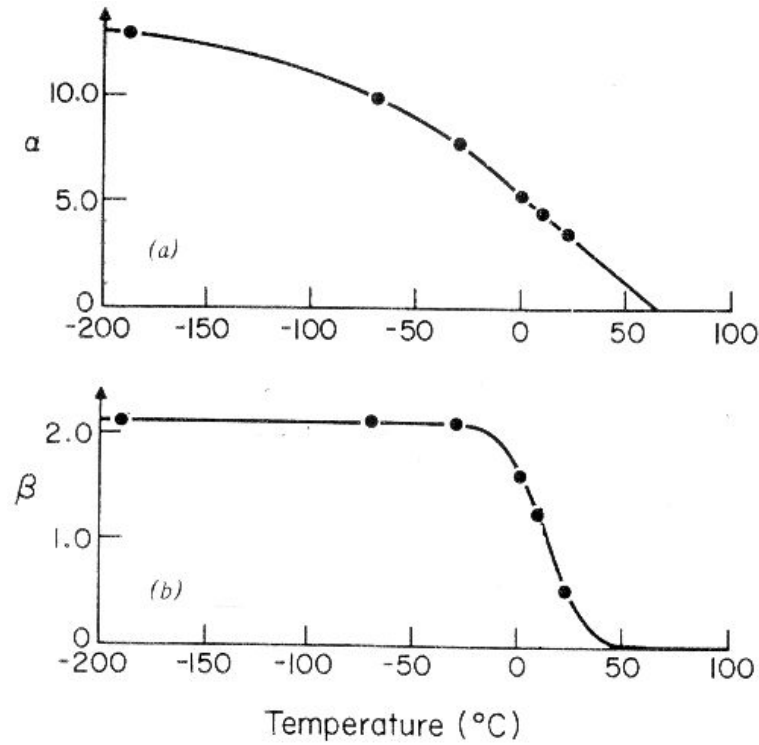
Ces auteurs font l'hypothèse que le nombre de sites de germination  $N_v^{\alpha'}$  est égal au nombre d'intersections de bandes de cisaillement par unité de volume  $N_v^I$  multiplié par la probabilité qu'une intersection de bandes soit un germe de  $\alpha'$  et par différenciation on a :

$$\dot{N}_v^{\alpha'} = p \dot{N}_v^I + N_v^I \dot{p} H(\dot{p}) \quad (\text{II.22})$$

où  $H(\dot{p})$  est la fonction d'Heaviside et rend compte du caractère irréversible de la transformation.

En accord avec les données relevées dans le cas où les bandes de cisaillement sont des plaquettes de phase  $\varepsilon$ , la variation de fraction volumique de bandes est proportionnelle à la dérivée de la déformation de cisaillement  $\gamma_a$  et s'écrit :

$$\dot{f}^{sb} = (1 - f^{sb}) \alpha \dot{\gamma}_a \quad (\text{II.23})$$



**Fig. II.18** – Influence de la température sur les paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  du modèle d'Olson et Cohen identifiés pour l'acier 304 d'après [(Angel, 1954)]. (a)  $\alpha$  : vitesse de formation de bandes de cisaillement. (b)  $\beta$  : probabilité de germination de martensite à l'intersection de bandes de cisaillement.

en faisant l'hypothèse d'un taux de formation de bandes de cisaillement constant, et dans ce cas  $\alpha = \frac{df^{sb}}{d\gamma_a}$ .

En intégrant l'expression II.23 dans des conditions isothermes, on a la relation :

$$f^{sb} = 1 - \exp(-\alpha\gamma_a) \quad (\text{II.24})$$

En remplaçant  $f^{sb}$  par son expression dans II.16 et II.17, puis en dérivant, on arrive à l'équation :

$$\dot{N}_v^I = \left[ \frac{nK\alpha}{\bar{v}\alpha'} \exp(-\alpha\gamma_a) \left( 1 - \exp(-\alpha\gamma_a) \right)^{n-1} \right] \dot{\gamma}_a \quad (\text{II.25})$$

Dans la relation donnant la probabilité  $p$ , on introduit les facteurs température et état de contrainte comme suit :

$$p = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^g \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{g' - \bar{g}}{s_g} \right)^2 \right] dg' \quad (\text{II.26})$$

$\bar{g}$  : moyenne de la fonction de distribution pour une probabilité donnée

$s_g$  : son écart-type

$g'$  : fonction de distribution normalisée de l'énergie libre de transformation telle que  $g = g_0 - g_1\Theta + g_2\Sigma$

$g_0$  ,  $g_1$  et  $g_2$  : constantes sans dimension

$\Theta$  : température normalisée de la température absolue  $T$  telle que  $\Theta = \frac{T - M_{s,t}^\sigma}{M_{d,t}^\sigma - M_{s,t}^\sigma}$  avec  $M_{d,t}$  et  $M_{s,t}^\sigma$  les températures caractéristiques  $M_d$  et  $M_s^\sigma$  obtenues en traction

$\Sigma$  : rapport des invariants volumique et déviatorique au sens de Cauchy ; on a  $\Sigma = \frac{-P}{\sqrt{3}\bar{\tau}}$  où  $P$  est la pression et  $\bar{\tau}$  la contrainte de cisaillement équivalente<sup>4</sup>

En procédant une fois encore à une différenciation pour la probabilité d'intersection  $p$ , on obtient la relation :

$$\dot{p} = \frac{g_2}{\sqrt{2\pi}s_g} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{g - \bar{g}}{s_g} \right)^2 \right] \dot{\Sigma} \quad (\text{II.27})$$

pour laquelle on montre que  $\dot{\Sigma} = \Sigma \left( \frac{\dot{p}}{p} - \frac{\dot{\bar{\tau}}}{\bar{\tau}} \right)$ .

En remplaçant  $\dot{N}_v^{\alpha'}$  de l'équation II.21 par sa valeur et en utilisant les relations II.22 et II.25, on établit que :

$$\dot{f} = (1 - f)(A_f \dot{\gamma}_a + B_f \dot{\Sigma}) \quad (\text{II.28})$$

Où

$$A_f = \alpha \beta_0 n (1 - f^{sb}) (f^{sb})^{n-1} p$$

$$B_f = \frac{g_2}{\sqrt{2\pi}} \beta_0 (f^{sb})^n \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{g - \bar{g}}{s_g} \right)^2 \right] H(\dot{\Sigma}) \quad \text{avec} \quad \beta_0 = \frac{K \bar{v}^{sb}}{\bar{v}^{\alpha'}}$$

L'originalité de ce modèle réside dans la prise en compte de l'état de contrainte qui va affecter la probabilité de germination ainsi que du paramètre thermodynamique  $g$  qui détermine l'étendue de la transformation dans les différentes conditions mécaniques. Ce modèle prévoit un accroissement de la cinétique de transformation avec le taux de triaxialité des contraintes. Mais aucune comparaison à des données expérimentales n'a été effectuée.

### II.5.3 Modèle de Radu

Dans la même veine que les précédents auteurs, Radu [(Radu, 2005)] propose une loi phénoménologique décrivant la transformation martensitique des aciers TRIP, qui tient compte de la composante hydrostatique de la contrainte appliquée et de la température, ceci par une approche thermodynamique. Ce modèle repose sur les hypothèses suivantes :

1. Le taux de phase transformée dépend de la fraction de la phase mère  $f_\gamma$
2. La transformation est d'autant plus difficile que la fraction d'austénite non transformée est faible
3. La transformation est d'autant plus difficile que la déformation est grande car il y a un épuisement des sites de germination
4. Le moteur de la transformation est la variation  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  qui est une fonction de la température  $T$  et de la pression  $P$

Alors, la variation de la fraction volumique de la phase austénitique s'écrit :

$$\frac{df_\gamma}{f_\gamma} = -\frac{f(\tau)}{g(T)} \cdot \varepsilon_{eq}^\alpha d\varepsilon \quad (\text{II.29})$$

En intégrant cette relation, on peut exprimer la quantité d'austénite résiduelle par :

$$f_\gamma = f_{\gamma 0} \cdot \exp \left[ -\frac{f(\tau)}{g(T)} \cdot (\varepsilon_{eq}^p)^{\alpha+1} \right] \quad (\text{II.30})$$

---

<sup>4</sup> $\underline{\underline{T}}$  est le tenseur de contrainte de Cauchy et  $\underline{\underline{I}}$  est le tenseur identité. Alors  $p = \frac{1}{3} \text{tr} \underline{\underline{T}}$  et  $\bar{\tau} = \sqrt{\frac{1}{2} \underline{\underline{s}} \cdot \underline{\underline{s}}}$  avec  $\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{T}} - \frac{1}{3} (\text{tr} \underline{\underline{T}}) \underline{\underline{I}}$ .



où  $f_{\gamma_0}$  est la fraction initiale d'austénite,  $\tau$  est le taux de triaxialité des contraintes défini comme  $\tau = \frac{1}{3} \frac{\sigma_{tr}}{\sigma_{eq}}$ ,  $\sigma_{tr}$  étant la trace du tenseur des contraintes,  $\sigma_{eq}$ , la contrainte équivalente au sens de von Mises et  $f(\tau)$ , une fonction linéaire de ces deux paramètres ( $f(\tau) = A \cdot \tau + B$ ). L'exposant  $\alpha$  vaut 0,7, valeur déterminée à partir de la cinétique de transformation d'un essai en cisaillement pour lequel  $\tau$  est nul. La fonction  $g(T)$  est décrite par une loi d'Arrhénius  $g(T) = C \cdot \exp(-\frac{Q}{R \cdot T})$  où  $C$  est une constante,  $Q$  une énergie d'activation apparente (paramètre non physique),  $R$  la constante des gaz parfaits et  $T$  la température absolue (à  $T = 298^\circ\text{K}$ ,  $g(T) = T$ ). Il y a pour ce modèle 5 paramètres à identifier ( $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $Q$  et  $\alpha$ ). Cette loi permet une intégration aisée dans les modèles d'homogénéisation, lorsque le comportement mécanique de chacune des phases est bien identifié.

#### II.5.4 Modèle de Tomita et Iwamoto

Ce modèle [(Iwamoto *et al.*, 1998)] découle de celui de Stringfellow *et al.*; il intègre un paramètre supplémentaire  $m$ , la sensibilité à la vitesse de déformation, exprimée dans la relation donnant la vitesse de formation des intersections de bandes  $\alpha$ , en fonction de la température  $T$ , du taux de triaxialité des contraintes  $\tau$  et de la vitesse de déformation :

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \tau) \left( \frac{\dot{\varepsilon}_a^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_y} \right)^m$$

où  $\dot{\varepsilon}_a^{pslip}$  est la vitesse de déformation par glissement dans l'austénite ( $\dot{\varepsilon}_a^{pslip}$  est une relation linéaire de la vitesse de déformation) et  $\dot{\varepsilon}_y$  est la vitesse de déformation.

Ce modèle est une généralisation de la loi de Olson et Cohen pour différents cas de chargement (températures, états de contrainte, vitesses de déformation) mais cette généralisation ne va pas sans l'augmentation du nombre de paramètres à identifier.

#### II.5.5 Modèle de Hänsel

Une des limitations du modèle de Olson et Cohen est qu'il permet de ne représenter que des cinétiques isothermes. Tsuta et Cortes [(Tsuta et Cortes, 1993)] puis Hänsel *et al.* [(Hänsel *et al.*, 1998)] proposent un modèle permettant de caractériser les cinétiques de transformation des processus anisothermes (laminage, emboutissage par exemple).

Le taux de transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ,  $\frac{\partial V_M}{\partial \varepsilon}$  est une fonction, non plus de la déformation, mais de la température  $T$  et du volume initial de martensite, ici appelé  $V_M$  :

$$\frac{\partial V_M}{\partial \varepsilon} = f(V_M, T) \quad (\text{II.31})$$

Alors on peut écrire l'incrément de volume de martensite formée comme :

$$\Delta V_M = \left. \frac{\partial V_M}{\partial \varepsilon} \right|_{T=c} \cdot \Delta \varepsilon + \left. \frac{\partial V_M}{\partial T} \right|_{\varepsilon=c} \cdot \Delta T \quad (\text{II.32})$$

Les gammes de température d'usage (mise en forme et application) étant en-dessous de la température de transformation inverse  $\alpha' \rightarrow \gamma$ , la variation de volume de  $\alpha'$  avec la température  $T$  est nulle i.e.  $\frac{\partial V_M}{\partial T} = 0$ . Alors l'équation II.31 devient :

$$\Delta V_M = \frac{\partial V_M}{\partial \varepsilon} \cdot \Delta \varepsilon \quad (\text{II.33})$$

En se basant sur l'équation écrite pour des conditions isothermes par Tsuta et Cortes [(Tsuta et Cortes, 1993)], à savoir :

$$V_M = \left[ 1 + \left( \frac{\varepsilon}{A \cdot \exp(\frac{-Q}{T})} \right)^{-B} \right]^{-1} \quad (\text{II.34})$$

Où A, B et Q sont des constantes identifiées dans des conditions isothermes et en utilisant les expressions II.33 et II.34, on obtient :

$$\frac{\partial V_M}{\partial \varepsilon} = \frac{B \cdot \left( \frac{\varepsilon}{A \cdot \exp(\frac{-Q}{T})} \right)^{-B-1} \cdot \frac{1}{A \cdot \exp(\frac{-Q}{T})}}{\left[ 1 + \left( \frac{\varepsilon}{A \cdot \exp(\frac{-Q}{T})} \right)^{-B} \right]^2} \quad (\text{II.35})$$

On réécrit  $\varepsilon$  en fonction de  $V_M$  à partir de la relation II.34 :

$$\left( \frac{\varepsilon}{A \cdot \exp(\frac{-Q}{T})} \right)^{-B-1} = \left( \frac{1 - V_M}{V_M} \right)^{\frac{1+B}{B}} \left[ 1 + \left( \frac{\varepsilon}{A \cdot \exp(\frac{-Q}{T})} \right)^{-B} \right]^2 = V_M^2 \quad (\text{II.36})$$

Alors l'équation II.33 devient :

$$\frac{\partial V_M}{\partial \varepsilon} = \frac{B}{A} \cdot \exp(\frac{-Q}{T}) \cdot \left( \frac{1 - V_M}{V_M} \right)^{\frac{1+B}{B}} \cdot V_M^2 \quad (\text{II.37})$$

Avec l'expression ( II.37), les estimations obtenues sont sous-évaluées. C'est pourquoi au volume de martensite formée, on ajoute un paramètre de température :

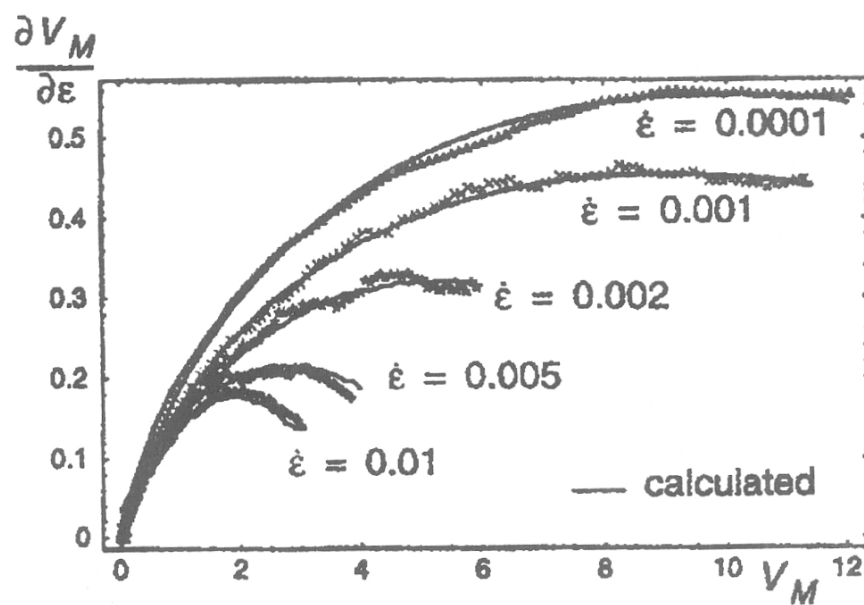
$$\beta_n = 0,5 - 0,5 \cdot \tanh(C + D \cdot T)$$

avec

$$\lim_{T \rightarrow \infty} \beta_n = 0 \text{ et } \lim_{T \rightarrow 0} \beta_n = 1$$

L'équation (II.38) a été utilisée pour modéliser la cinétique de transformation de l'acier 1.4301 (type AISI 304) pour différentes vitesses de sollicitation (figure II.19).

$$\frac{\partial V_M}{\partial \varepsilon} = \frac{B}{A} \cdot \exp(\frac{-Q}{T}) \cdot \left( \frac{1 - V_M}{V_M} \right)^{\frac{1+B}{B}} \cdot V_M^p \cdot [0,5 - 0,5 \cdot \tanh(C + D \cdot T)] \quad (\text{II.38})$$



**Fig. II.19** – Modélisation des cinétiques de transformation en traction dynamique de l'acier 1.4301 (AISI 304) par Hänsel [(Hänsel *et al.*, 1998)].

Ce modèle semble donner de bons résultats mais il contient de nombreux paramètres à identifier (six paramètres). De plus ces derniers ne traduisent pas une réalité physique.

Tous ces modèles de cinétique présentés, sont issus des développements de Angel[ (Angel, 1954)] et donc basés sur l'hypothèse de l'intersection de bandes de cisaillement comme germe de la transformation. Dès lors, seule la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  est considérée.

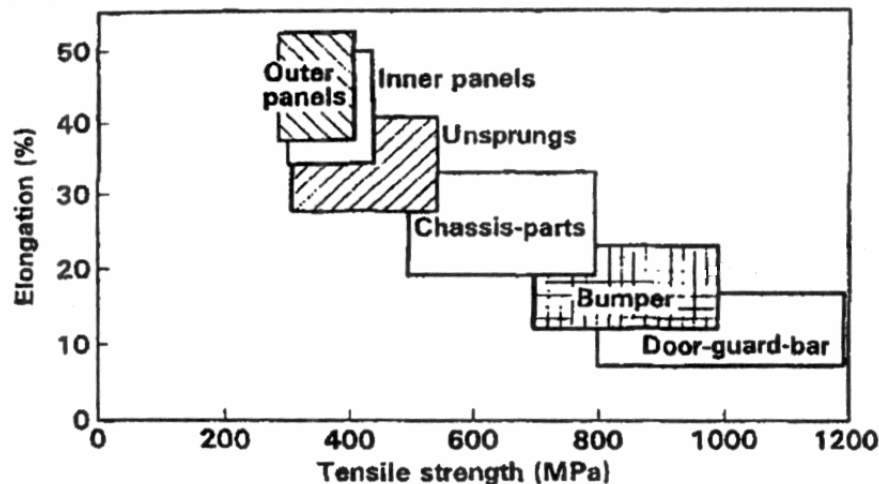
## II.6 Objectifs de l'étude

### II.6.1 Problématique industrielle

Les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni-C représentent 80% du marché mondial des aciers inoxydables. Les facteurs déterminant le choix d'une nuance sont principalement la résistance à la corrosion, la résistance mécanique à diverses températures, la formabilité... Ils sont utilisés dans le secteur des transports, les industries agroalimentaires, le bâtiment, les équipements industriels : chimie, énergie, cryogénie.

Afin de répondre aux contraintes de limitation des émissions de gaz à effet de serre et d'allègement maximal du poids des véhicules, les pièces de structure (châssis, caisse en blanc, liaisons au sol) doivent répondre à des exigences très particulières en termes de propriétés physiques (faible densité) et mécaniques (voir figure II.20).

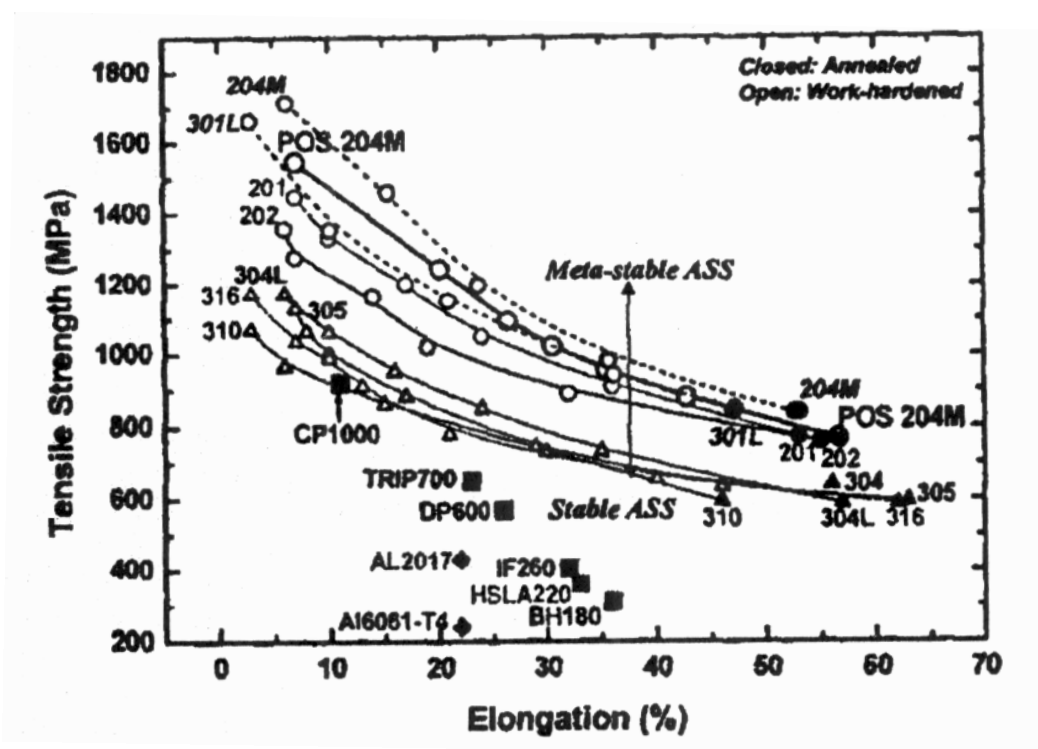
C'est la raison pour laquelle de nouvelles alternatives sont explorées. L'usage d'aciers



**Fig. II.20** – Propriétés mécaniques optimales pour pièces de structure automobile [(Takita et Maruta, 2000)].

inoxydables austénitiques instables qui, comme on l'a vu, présentent une transformation de

phase en cours de déformation et de ce fait leur confèrent des caractéristiques remarquables (figure II.21), notamment une bonne ductilité pour les propriétés de mise en forme et une limite à rupture élevée pour la résistance au choc en font de bons candidats pour les applications structurales automobiles.



**Fig. II.21** – Comparaison des propriétés mécaniques de quelques alliages métalliques [(Kim *et al.*, 2003)].

L'industrialisation de ces alliages nécessite une parfaite connaissance de leurs propriétés ainsi que leurs variations pendant les sollicitations lors de la mise en forme ou en application, pour pouvoir renseigner les codes de calcul de mise en forme, de crash utilisés lors des phases de prototypage. La transformation induite et les effets de dissipation thermique due à la déformation plastique rendent difficile la modélisation du comportement par les modèles mécaniques classiques. C'est pourquoi le développement de modèles spécifiques est incontournable.

## II.6.2 Démarche adoptée

Cette étude s'inscrit dans une démarche préalable d'avant-projet de mise en fabrication de nuances inoxydables austénitiques métastables pour application automobile. Il s'agit de déterminer le comportement d'une nuance type 300, de comprendre les phénomènes de

transformation qui ont lieu en cours de déformation :

- dans les conditions d'usage. L'une des spécifications requises pour les tôles formant la caisse en blanc outre la robustesse, est une bonne capacité d'absorption d'énergie en choc et ce, à des vitesses élevées quelles que soient les conditions climatiques (du désert saharien<sup>5</sup> aux rudes hivers nordiques<sup>6</sup>)
- dans les conditions de formage. Les pièces sont sollicitées sous divers modes à chaque étape du processus. La diversité des sollicitations ainsi que l'état thermomécanique induit lors d'une étape sur la suivante sont autant de paramètres à prendre en compte

L'étude du comportement à travers des essais de traction uniaxiale sera donc menée dans une gamme de température couvrant les domaines de mise en forme et sollicitation mécanique en zones chaude et froide. Les températures d'essais choisies ont été élargies et s'échelonnent de  $-150^{\circ}\text{C}$  à  $150^{\circ}\text{C}$ . Les vitesses de déformation doivent être représentatives des conditions de crash standards<sup>7</sup>, de 29 Km/h pour un choc contre poteau jusqu'à 64 Km/h pour un choc frontal. Pour cette étude, elles vont de 18 Km/h à 72 Km/h correspondant à des vitesses de déformation de  $50\text{ s}^{-1}$  à  $200\text{ s}^{-1}$ . Différents types de sollicitations mécaniques seront explorés en dehors d'essais de traction uniaxiale : cisaillement pur, traction plane et expansion equibiaxiée. Par ailleurs, des changements de directions lors d'essais de traction illustreront l'importance de l'histoire de chargement sur le comportement mécanique.

Si l'attrait pour ce type d'alliage réside dans ses propriétés relativement élevées par rapport aux nuances actuellement utilisées, le choix de cette solution pour les applications visées ne doit se faire au détriment du coût encouru. Les fluctuations du prix des matières premières, en particulier le nickel, oriente le choix vers l'utilisation de nuance type 200 faiblement allié en Ni. On comparera le comportement de ce dernier alliage avec une nuance 300.

Ceci nous mène dans le cadre de ce travail à répondre aux interrogations suivantes :

1. Quelle est l'influence d'une variation de la composition chimique sur le comportement mécanique ? Un alliage de type 200 est-il substituable à un grade 300 ?
2. Quels sont les modes de déformation et de transformation induite ? Sont-ils identiques pour les deux aciers ? De même, quel est l'impact d'une variation de température entre  $-150^{\circ}\text{C}$  et  $150^{\circ}\text{C}$  à la fois sur les propriétés en traction et la transformation de phase ?
3. Comment décrire l'évolution de la transformation en tenant compte de ces paramètres ? Les modes de transformation sont-ils modifiés pour les deux matériaux aux grandes vitesses de déformation ? A quoi attribue-t-on les différences éventuelles ?
4. Comment décrire le comportement mécanique d'aciers austénitiques subissant une transformation martensitique ?
5. Quel est le comportement de ce type d'aciers pour des sollicitations complexes ? En d'autres termes, quelle sera l'influence d'une variation du taux de triaxialité ou d'un changement de trajet de chargement sur la transformation martensitique ?

Pour apporter des éléments de réponse à ces questionnements, les différentes investigations ont été organisées comme suit.

Le chapitre III présente les nuances d'alliage étudiées. Leur caractérisation métallurgique et mécanique dans l'état de livraison est réalisée grâce aux techniques usuelles (essai de traction, observation optique, etc). Les techniques expérimentales utilisées pour la suite de l'étude sont présentées, en particulier la réalisation des essais à grandes vitesses, l'identification par microscopie électronique en transmission et la quantification des phases formées par dosage

<sup>5</sup>Des études [(Garratt, 1992)] font état d'une température maximale relevée proche de  $80^{\circ}\text{C}$

<sup>6</sup>Le 5 Septembre 2007, le glaciologue Emanuele Salvietti a relevé une température de  $-81,9^{\circ}\text{C}$  à la station de recherche franco-italienne Base Concordia en Antarctique

<sup>7</sup>Conditions définies par le test Euro NCAP

magnétique pour tous les états thermomécaniques.

Dans le chapitre IV, les trois échelles d'investigation sont explorées pour l'étude détaillée de la transformation martensitique dans les deux aciers.

- l'étude à l'échelle microscopique des modes de transformation martensitique ainsi que des structures de déformation associées pour les différentes conditions de température et de vitesse. Il s'agit d'identifier pour chacune des nuances de cette étude, les structures de déformation associées aux variations de vitesse et/ou de température et leur rôle dans les mécanismes de renforcement des alliages considérés. On s'interrogera sur l'influence de la variation du Ni dans ces alliages sur les microstructures formées.
- l'étude à l'échelle mésoscopique des phases formées en cours de déformation ; ces phases seront identifiées et quantifiées afin de déterminer les cinétiques de transformation, cinétiques qui serviront de base à un modèle de transformation. De même on se posera la question de l'impact d'une variation de température ou d'une élévation de la vitesse de déformation sur les quantités de phases formées. Ces paramètres seront introduits dans un modèle de transformation thermodynamique qui sera comparé à la loi proposée par Olson et Cohen.
- l'étude à l'échelle macroscopique du comportement en traction des deux nuances étudiées couvrant le quasi-statique  $5.10^{-4} s^{-1}$  jusqu'aux très grandes vitesses  $2.10^2 s^{-1}$ . Le but de cette campagne est d'établir le comportement des aciers 301LN et 201 ainsi que d'identifier les caractéristiques mécaniques affectées par cette transformation. L'influence de la transformation martensitique établie, les deux matériaux seront comparés.

Un modèle de comportement basé sur une loi des mélanges et la loi de transformation présentée précédemment, sera ébauché au chapitre V. Il est descriptif du comportement en traction uniaxiale des deux alliages et l'une des ses principales caractéristiques est d'être facilement implantable dans les codes de calcul industriels. Par ailleurs, le comportement en sollicitation complexe de l'alliage 301LN fait aussi l'objet de ce chapitre. Des essais d'emboutissage et de cisaillement permettront d'étudier l'influence du trajet de chargement sur la transformation, notamment l'impact du taux de triaxialité des contraintes sur la fraction de phase formée. Le modèle de transformation thermodynamique présenté au chapitre III sera confronté à ces nouveaux essais. Le rôle de l'orientation des variants de la transformation et donc de la texture initiale en cours de transformation est discuté lors d'essais non proportionnels.

Cette travail s'achèvera par une conclusion générale et ainsi que les perspectives envisagées pour cette étude.

---

# Chapitre -III-

## Matériaux étudiés et Techniques expérimentales

---

### Sommaire

---

<b>III.1</b>	<b>Etat métallurgique initial . . . . .</b>	<b>41</b>
III.1.1	Composition chimique . . . . .	41
III.1.2	Températures caractéristiques . . . . .	41
III.1.3	Stabilité thermodynamique . . . . .	42
III.1.4	Microstructure initiale . . . . .	43
III.1.5	Analyse de la texture et impact sur la transformation martensitique	45
III.1.6	Analyse par microsonde de Castaing . . . . .	46
<b>III.2</b>	<b>Caractérisation des phases . . . . .</b>	<b>51</b>
III.2.1	Diffraction de rayons X . . . . .	51
III.2.2	Dosage magnétique . . . . .	51
<b>III.3</b>	<b>Comportement mécanique en traction . . . . .</b>	<b>54</b>
III.3.1	Domaine de vitesse quasi-statique . . . . .	54
III.3.2	Comportement à rupture . . . . .	56
III.3.3	Domaine de vitesse rapide . . . . .	56

---



## RÉSUMÉ

*Ce chapitre est consacré à la présentation des aciers 301LN et 201. Une description exhaustive de ces matériaux dans leur état de livraison est donnée. Les différentes techniques expérimentales utilisées sont présentées, notamment pour la quantification de la phase martensitique  $\alpha'$  pour laquelle on s'est servi d'un montage de dosage magnétique dédié. La caractérisation en traction a été réalisée par des essais classiques à vitesse quasi-statique et une machine de traction à grande vitesse a été utilisée pour la caractérisation mécanique aux grandes vitesses de déformation.*

## III.1 Etat métallurgique initial

### III.1.1 Composition chimique

Dans notre étude, on s'est penché sur le cas d'un alliage de série 300, AISI 301LN ainsi qu'un alliage de série 200, AISI 201 dont la composition exacte est décrite dans le tableau III.1.

-	%C	%N	%Mn	%Cr	%Ni	%P	%S	%Si	%Cu	%Mo	%Nb	%Ti
301LN	0,02	0,12	1,22	17,47	6,55	0,03	0,006	0,56	0,17	0,2	0,002	0,001
201	0,09	0,16	6,46	16,27	4,12	0,03	0,001	0,5	0	0,14	0	0

**Tab. III.1** – Composition chimique pondérale des nuances 301LN et 201.

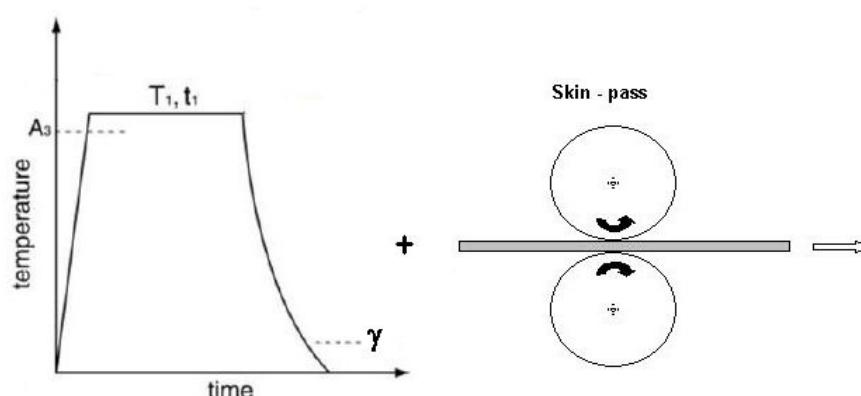
Ces alliages présentent une faible teneur en carbone, en particulier pour la nuance 301LN. Une teneur notable en azote est donc nécessaire pour garantir la phase austénitique. Les fortes quantités de chrome sont équilibrées par une teneur élevée en nickel. Dans le cas particulier de la nuance 201, cet élément est en partie remplacé par du manganèse même si ces deux éléments n'agissent pas identiquement d'un point de vue métallurgique. Les autres éléments remarquables sont le silicium, le cuivre et le molybdène ; leur utilisation est précisée dans le paragraphe II.1.1.

Ces matériaux sont fournis par Ugine & Alz sous forme de tôle d'épaisseur 1,5 mm et dont les dimensions sont les suivantes :

**301 LN (Uginox 18-7L) :** 1250 mm×500 mm (numéro de bobine 512018561).

**201 (Uginox 16-4Mn) :** 1000 mm×500 mm (numéro de bobine 088107).

Après élaboration, les tôles sont obtenues par laminage à froid puis recuit à 1050°C et subissent un traitement thermique décrit figure III.1 avec une étape supplémentaire d'écrouissage par « skin-pass » pour la nuance 301 LN.



**Fig. III.1** – Schéma des traitements thermiques et mécaniques après élaboration.

### III.1.2 Températures caractéristiques

Comme cité dans le précédent chapitre, selon le mode de formation de martensite (par refroidissement ou par déformation plastique) on définit des températures caractéristiques correspondant à un changement de phase. Le domaine de validité de la formule donnée en II.4 correspond aux écarts suivants (pourcentage en poids) :

- Cr : 10-12
- Ni : 6-12
- Mn : 0,6-5
- Si : 0,3-2,6
- C : 0,004-0,12
- N : 0,01-0,06

On calcule  $M_s$  pour les deux nuances étudiées et on trouve :

$$M_s(301LN) = -140^\circ\text{C}$$

$$M_s(201) = -270^\circ\text{C}$$

Ces valeurs doivent être traitées avec précaution du fait de leur moyen d'obtention (empirique) et des domaines de validité pour les teneurs en éléments d'alliage ; les intervalles ne sont pas strictement respectés pour l'acier 201.

De même on déduit la température de fin de formation de martensite par déformation plastique  $Md_{30}$  (cf. équation II.8) :

$$Md_{30}(301LN) = 23^\circ\text{C}$$

$$Md_{30}(201) = -30^\circ\text{C}$$

Il est à noter que l'écart de température  $[M_s, Md_{30}]$  est grand pour les alliages considérés<sup>1</sup>.

### III.1.3 Stabilité thermodynamique

L'équilibre thermodynamique vis à vis de la transformation a été analysé pour les deux nuances d'acier à partir de la base de données TCFE5 du logiciel de simulation thermodynamique Thermocalc<sup>2</sup>. Les données d'entrée sont la composition chimique de chacun des alliages ; pour alléger la simulation, les éléments P, S, Nb, Ti, Al et Sn ont été ignorés. Les énergies libres de transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  et  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  ont été simulées en fonction de la température dans le domaine  $[-100^\circ\text{C}; 100^\circ\text{C}]$ .

Grâce à la figure III.2, on détermine l'énergie d'activation de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  qui vaut -2731 J/mol pour la nuance 301LN et -1913 J/mol pour l'alliage 201, énergies évaluées à la température ambiante. La simulation thermodynamique indique que la nuance 201 est la plus stable en regard de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . On peut aussi noter que la température d'équilibre se situe au-delà de  $100^\circ\text{C}$ .

Les résultats obtenus pour la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  (figure III.3) indiquent que l'alliage 301LN ne se transforme plus au-delà de  $135^\circ\text{C}$  et ce n'est qu'en deçà de  $-64^\circ\text{C}$  que la nuance 201 est susceptible de présenter un changement de phase. Encore une fois, cette nuance est la plus stable par rapport à la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ .

De même, la variation d'entropie avec la température a été établie pour chacune des nuances (voir figure III.4) et en prenant la valeur moyenne de  $\Delta S_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  pour les deux nuances<sup>3</sup>, on trouve :  $\Delta S_{\gamma \rightarrow \varepsilon}(301LN) = -2,87 \text{ J/mol/K}$  et  $\Delta S_{\gamma \rightarrow \varepsilon}(201) = -2,52 \text{ J/mol/K}$ . A partir de la relation II.11 du paragraphe II.4.4, on peut calculer la variation d'énergie de faute

<sup>1</sup>Cet écart est d'environ  $300^\circ\text{C}$  pour les aciers inoxydables austénitiques métastables [(Lecroisey et Pineau, 1972)].

<sup>2</sup>Les bases de données utilisées ont été gracieusement mis à notre disposition par D. Maréchal de l'University of British Columbia, Vancouver ainsi que B. Appolaire de l'Ecole des Mines de Nancy.

<sup>3</sup>On a négligé la valeur de  $\Delta S_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  à  $-100^\circ\text{C}$  pour l'alliage 201.

Référence	Cr%	Ni%	autre %	$\Delta\Gamma_{EFE}$ mJ/m <sup>2</sup> /K
(Lecroisey et Thomas, 1970)	17	14		0,18
(Lecroisey et Thomas, 1970)	19	13		0,17
(Latanision et Ruff, 1971)	19	12		0,17
(Latanision et Ruff, 1971)	20	15		0,16
(Rémy et Pineau, 1977)	4		20Mn 2C	0,16

**Tab. III.2** – Variation de l'énergie de faute d'empilement  $\Gamma_{EFE}$  d'alliages Fe-Cr-Ni-C et Fe-Mn-Cr-C [(Rémy *et al.*, 1978)].

d'empilement correspondante.

$$\frac{\Delta\Gamma_{EFE}}{\Delta T} = -\frac{8}{\sqrt{3}} \frac{1}{a^2 N} \Delta S_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$$

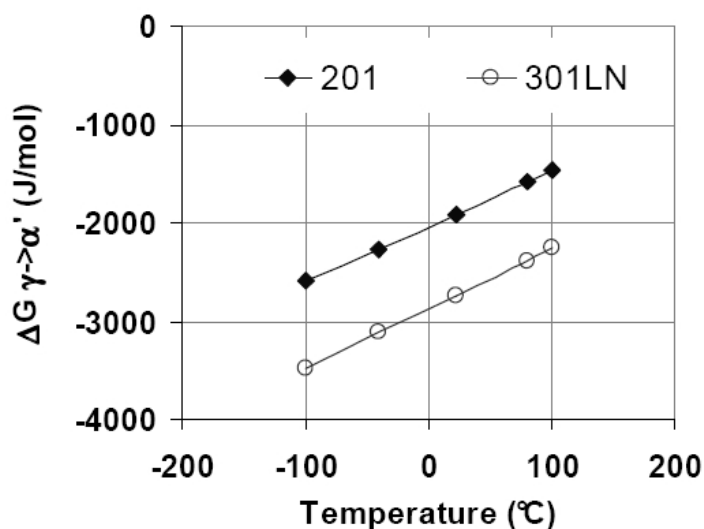
On trouve une variation de 15,2 mJ/m<sup>2</sup> pour 100°C dans le cas de l'alliage 201 et de 17,3 mJ/m<sup>2</sup> pour 100°C dans le cas de l'alliage 301LN. Ces valeurs suggèrent que la nuance 201 est la plus susceptible de présenter une transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , contrairement aux résultats obtenus à partir des courbes de variation d'énergie libre avec la température. Cette tendance est confirmée par les résultats déterminés à partir des études de Rémy et Pineau, Latanision et Ruff ou encore Lecroisey et Thomas [(Lecroisey et Thomas, 1970), (Latanision et Ruff, 1971), (Rémy et Pineau, 1977), (Rémy *et al.*, 1978)] sur des alliages Fe-Cr-Ni-C et Fe-Mn-Cr-C. Les valeurs calculées pour les deux alliages 301LN et 201 sont en accord avec celles indiquées par les auteurs précédents (voir tableau III.2).

On ne saurait que rappeler les précautions nécessaires à prendre quant à l'interprétation de ces résultats, dans la mesure où ceux-ci dépendent à la fois du caractère relativement récent de la base de données utilisée ainsi que de la pertinence des éléments chimiques choisis pour modéliser les alliages. De plus, les transformations considérées dans ce cas sont d'origine thermique, c'est pourquoi ce moyen d'investigation reste indicatif. Il permet néanmoins, l'accès aux paramètres thermodynamiques tels que l'entropie et l'énergie libre de transformation de chacune des phases en présence pour une température donnée. Il est ainsi possible de connaître l'influence d'une variation de température ou de composition sur ces paramètres et de prédire l'occurrence d'une microstructure de transformation donnée. Ce qu'il faut retenir, c'est une dépendance très importante de l'énergie de faute, et donc de l'aptitude à la transformation, avec la température.

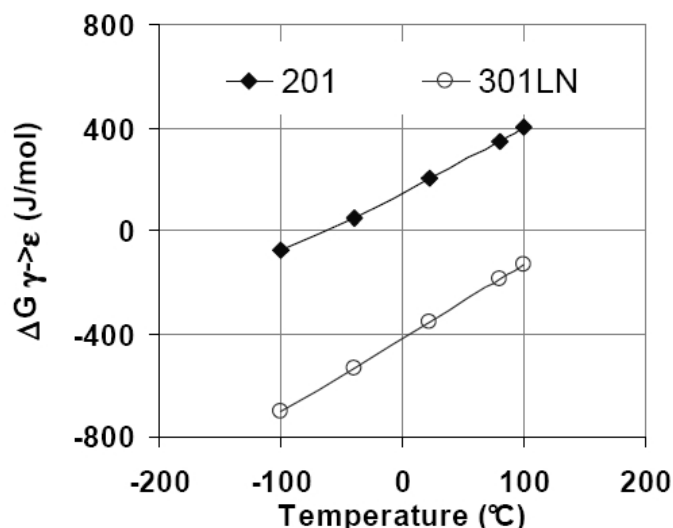
### III.1.4 Microstructure initiale

Les techniques usuelles d'observation optique ont été utilisées. Des échantillons sont enrobés puis polis mécaniquement et électrolytiquement. Cette dernière étape est indispensable pour supprimer la martensite formée par un écrouissage de surface lors du polissage mécanique. Les conditions de préparation sont présentées dans le tableau B.1 en annexe B.1.

Les micrographies obtenues pour les deux alliages mettent en évidence la structure austénitique des matériaux à l'état initial (figure III.5), on aperçoit aussi dans les grains de l'alliage 201 des macles de recuit. On peut remarquer l'hétérogénéité de la taille de grain ; une mesure par la méthode des intercepts donne 8  $\mu\text{m}$  et 27  $\mu\text{m}$  respectivement pour l'acier



**Fig. III.2** – Variation d'énergie libre de transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  en fonction de la température.

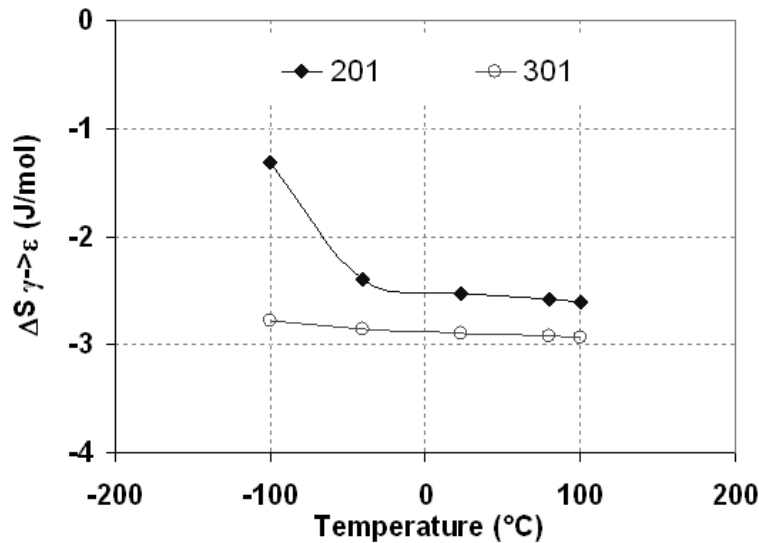


**Fig. III.3** – Variation d'énergie libre de transformation  $\gamma \rightarrow \epsilon$  en fonction de la température.

301 LN et l'acier 201.

En étudiant une micrographie dans le sens de l'épaisseur des tôles de 301 LN, des bandes de ségrégation apparaissent le long de la direction de laminage (figure III.6). En vérifiant les prédictions de microstructure par comparaison de la composition de cet alliage dans un diagramme de Pryce et Andrew (figure II.1 du chapitre II.1.2), la nuance 301LN se situe à la limite du domaine austénitique et austénito-ferritique. Ce qui donne à penser que les bandes ségrégées sont issues de ferrite  $\delta$  formée lors de l'élaboration de cet alliage. Cette hypothèse est confirmée en analysant la composition chimique le long d'une ligne située dans l'épaisseur de la tôle. On remarque sur la figure III.7 qu'un affaiblissement du taux de nickel correspond à un pic du pourcentage de chrome et vice-versa.

L'étude de ces bandes a nécessité de faire grossir le grain de l'acier 301LN car ces bandes sont très fines et de dimensions inférieures à celles de mesure de la microsonde (la surface minimale est de  $1 \mu m^2$ ). On a procédé à un traitement thermique de recuit à  $1000^\circ C$  dans



**Fig. III.4** – Variation d’entropie de transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  en fonction de la température.

un four sous vide pendant 30 minutes suivi d’une trempe à l’eau. Dans le reste de l’étude, toutes les microstructures observées l’ont été sur les alliages dans leur état de réception. Pour compléter l’étude de la microstructure de ces matériaux (notamment des bandes de ferrite), des cartographies d’analyse par microsonde ont été établies (cf. III.1.6).

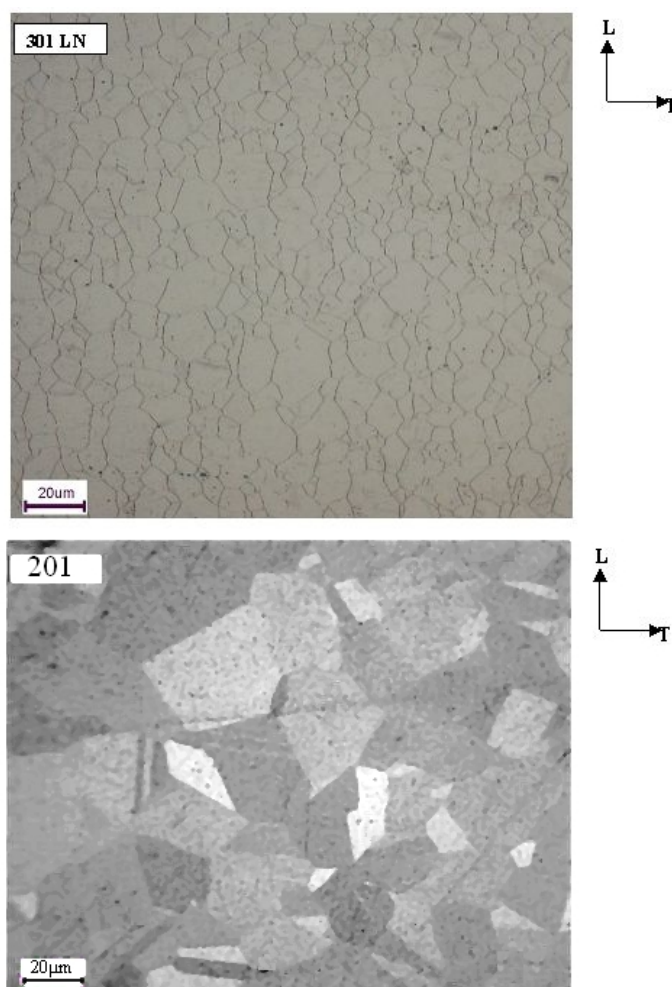
Outre les observations par microscopie optique, des lames minces ont été préparées puis observées par microscopie électronique en transmission pour chacune des nuances (figure III.8 et figure III.9). Les conditions d’amincissement électrolytique sont décrites en annexe B.1.

On observe de nombreuses fautes d’empilement dans les deux nuances, mais leur nombre est plus important dans l’acier 201 ; ce qui laisse supposer que cette nuance possède une énergie de faute d’empilement plus faible. Dans le matériau 301LN, la ferrite apparaît sous forme globulaire et sa nature est confirmée par les clichés de diffraction correspondant aux images (figure III.10).

Par ce type d’observation et à cette échelle, les modes de transformation suite à une déformation pourront être décrits grâce à des échantillons faiblement déformés à diverses températures.

### III.1.5 Analyse de la texture et impact sur la transformation martensitique

La texture initiale des deux aciers a été déterminée par diffraction de rayons X. On utilise un montage en réflexion avec les rotations  $\phi_1$  et  $\phi_2$ . Le faisceau utilisé est réglé à la tension de 45 kV pour une intensité de 35 mA. La surface balayée est d’environ 2mm x 2mm. Les figures de pôle des plans  $(111)_\gamma$ ,  $(200)_\gamma$  et  $(220)_\gamma$  ont été déterminées pour les deux aciers et sont présentées figure III.11. Aucune orientation préférentielle n’a pu être mise en évidence que ce soit dans la nuance 301LN ou dans la nuance 201. Les orientations les plus marquées présentent une intensité trop faible pour qu’on puisse parler de texture. Le traitement de recuit subi lors de l’élaboration de ces alliages est suffisant pour supprimer toute orientation particulière.



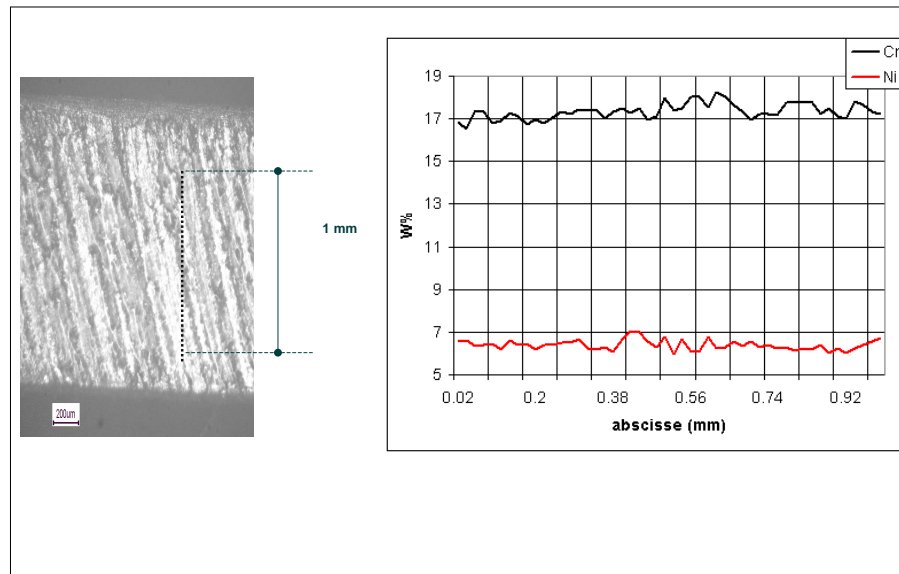
**Fig. III.5** – Micrographies à l'état initial des aciers 201 et 301 LN : grains d'austénite, macles.



**Fig. III.6** – Micrographie le long de l'épaisseur pour l'acier 301 LN : ferrite  $\delta$  ségrégée.

### III.1.6 Analyse par microsonde de Castaing

La microsonde de Castaing permet de faire une analyse chimique des matériaux étudiés. Un faisceau d'électrons fortement accélérés irradie une faible surface (1 micron

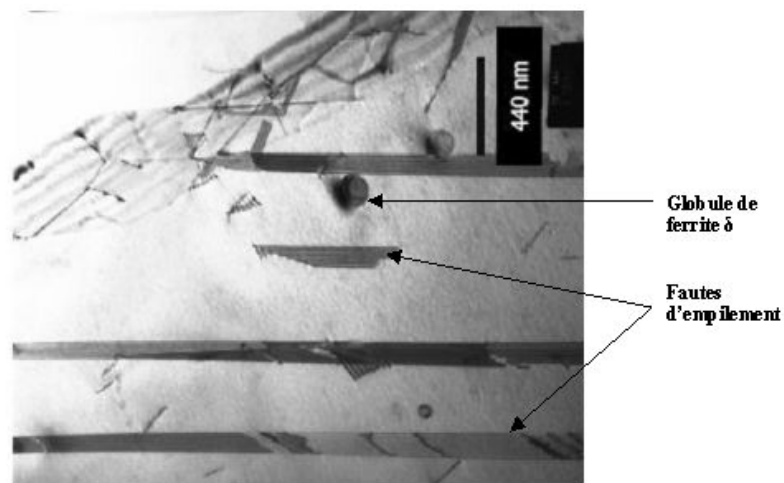


**Fig. III.7** – Composition chimique le long de l'épaisseur de la tôle 301LN (la surface représentée est brute de découpe à la fraiseuse).

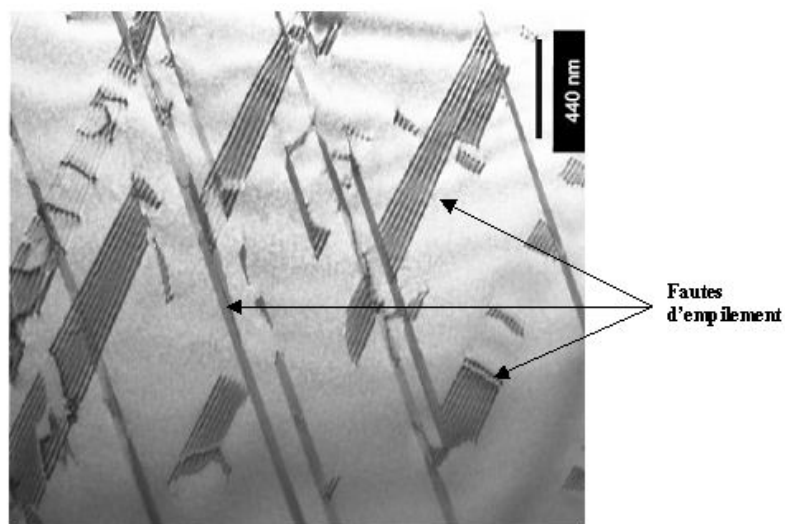
carré) de l'échantillon prélevé. Le rayonnement émergent est analysé par une série de spectromètres (quatre spectromètres à dispersion de longueur d'onde et un spectromètre à sélection d'énergie) afin d'identifier les différentes radiations caractéristiques qui le composent et de connaître ainsi les éléments présents dans le volume concerné (1 micron cube); il est ainsi possible de quantifier ces informations en comparant les intensités des rayons X caractéristiques de chaque élément présent dans l'échantillon, à l'intensité des mêmes radiations émises par un témoin de référence. Le schéma indiquant le principe de fonctionnement est donné en annexe B.2.

Ce type d'observation permet de confirmer la composition chimique des nuances 301LN et 201 telle qu'indiquée par Ugine & Alz lors de la livraison des matériaux. Par ailleurs, on a pu mettre en évidence la nature des structures inclusionnaires présentes dans les matériaux (figures III.12 et III.13). Les cartographies obtenues mettent en évidence des zones appauvries en chrome et en fer. Dans le cas de l'acier 301LN, la structure chimique des inclusions présentes indique des oxydes de manganèse et silicium. Pour la nuance 201, seuls des oxydes de silicium ont été détectés.





**Fig. III.8** – Microstructure initiale dans l'acier 301LN : fautes d'empilement et présence de globules ferritiques.



**Fig. III.9** – Microstructure initiale dans l'acier 201 : fautes d'empilement.

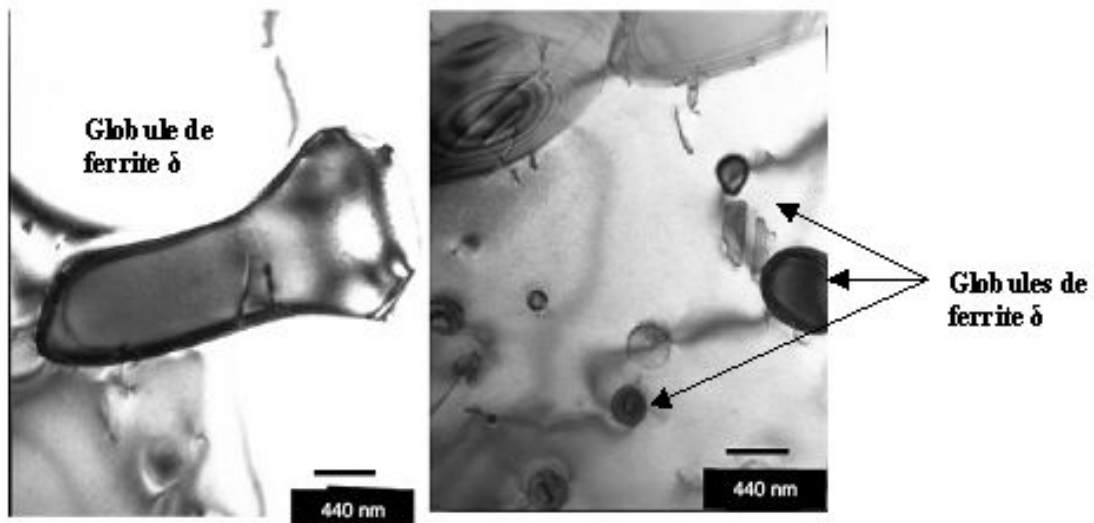
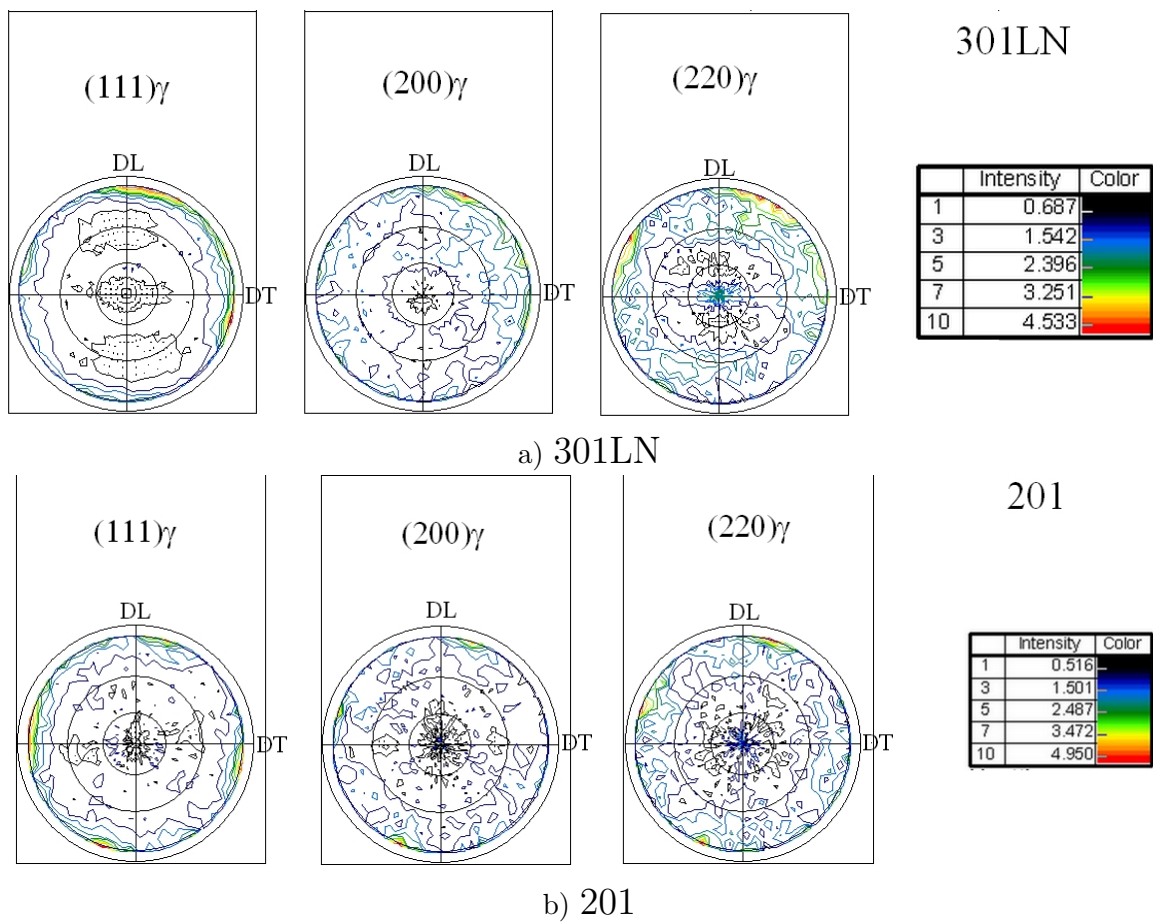
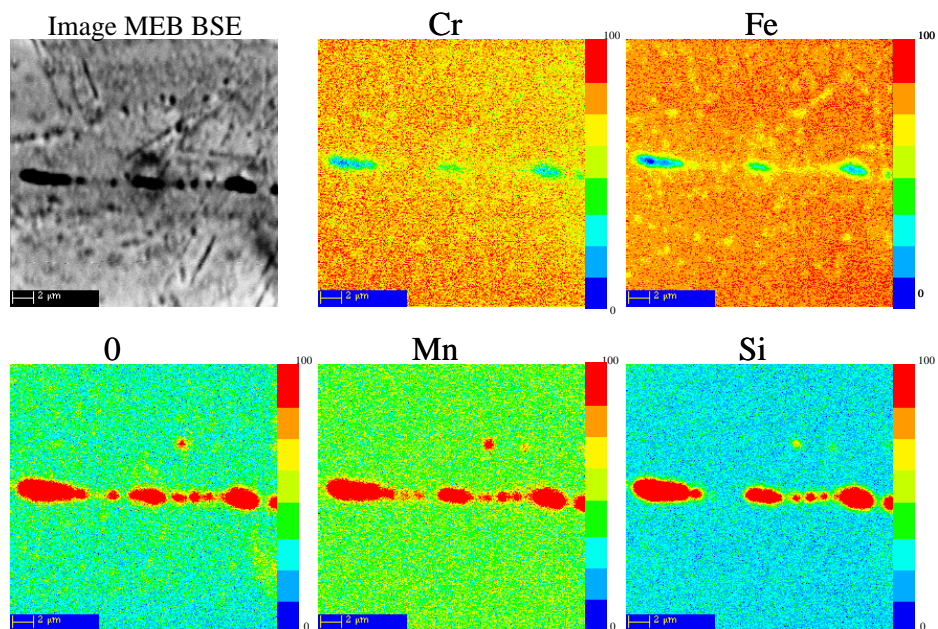


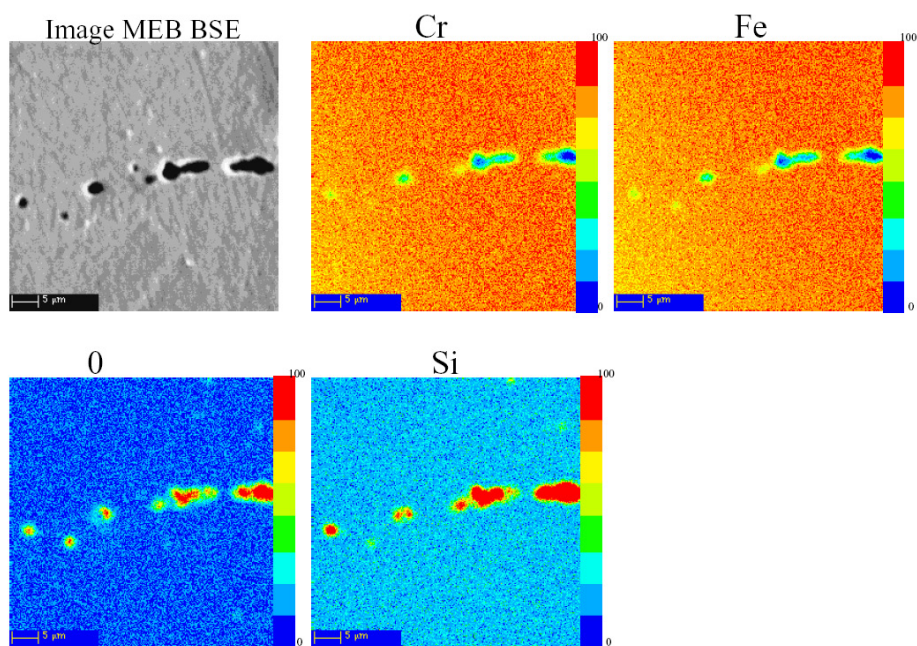
Fig. III.10 – Globules de ferrite dans l'acier 301LN.

Fig. III.11 – Figures de pôle des plans  $(111)_\gamma$ ,  $(200)_\gamma$  et  $(220)_\gamma$  pour les alliages a) 301LN et b) 201 dans leur état initial.

Cartographie X d'une bande dans le 301 LN

**Fig. III.12** – cartographie X d'un échantillon d'acier 301LN dans l'état initial.

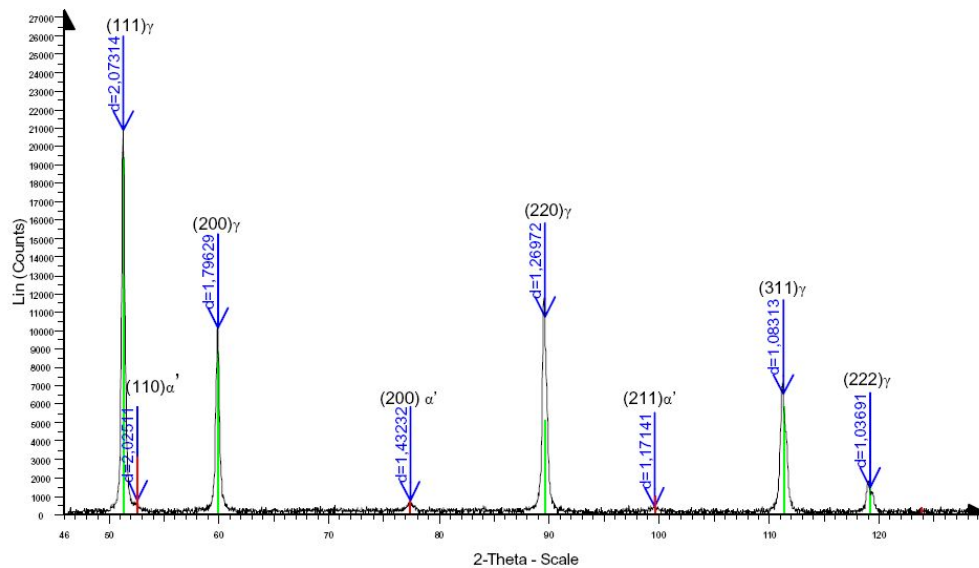
Cartographie X d'inclusions dans le 201

**Fig. III.13** – cartographie X d'un échantillon d'acier 201 dans l'état initial.

## III.2 Caractérisation des phases

### III.2.1 Diffraction de rayons X

C'est le moyen de mesure le plus communément utilisé pour l'identification et la quantification des phases cristallines [(ASTM, 2006)]. Les plans cristallographiques vont diffracter selon la loi de Bragg. Chacune des phases étant orientée de façon distincte dans le cristal, elles présenteront des angles de diffraction inhérents à leur nature. Ainsi la position et l'intensité des pics de diffraction obtenus indiquent les phases en présence et leurs proportions respectives. Une comparaison avec la base de données PDF (Powder Diffraction Files) répertoriant les signatures caractéristiques des phases existantes permet d'identifier la nature cristalline d'un matériau donné. On a utilisé pour nos essais un montage  $\theta - 2\theta$  sur une machine Siemens équipée du logiciel d'identification Eva, doté d'un algorithme permettant l'identification de phase minoritaire et prenant en compte la superposition de pics. Ce montage est réalisé avec une anticathode de Cobalt ( $\lambda = 0,1789nm$ ); on ne considère que les raies  $K_{\alpha}$ . L'intervalle angulaire balayé est  $[45,9^{\circ}; 129,9^{\circ}]$ . Les échantillons prélevés subissent un polissage mécanique puis électrolytique. Les résultats obtenus pour les matériaux dans leur état initial sont donnés figure III.14 et III.15.

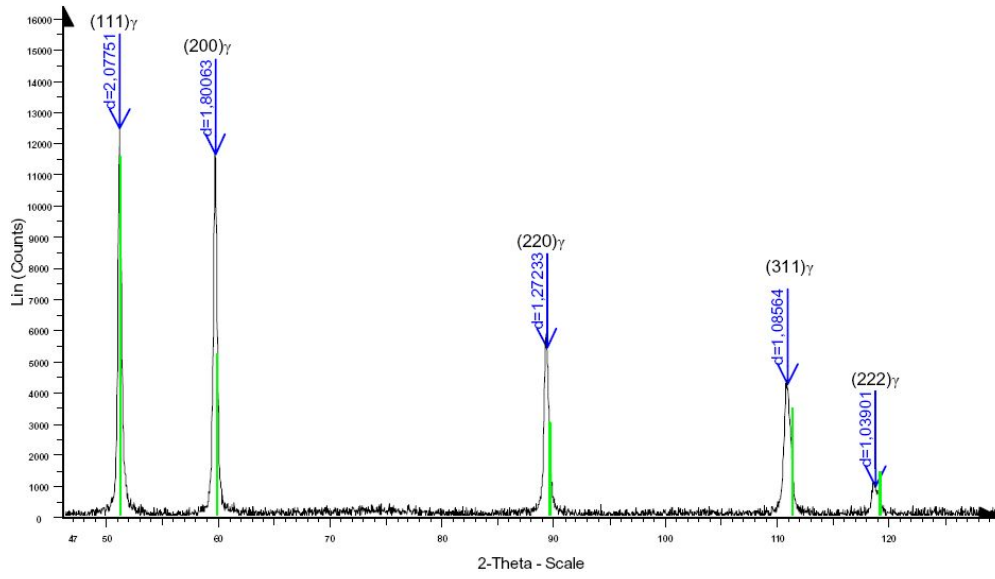


**Fig. III.14** – Structure initiale de l'acier 301LN : Pics de diffraction pour  $\varepsilon = 0$  et  $T = 23^{\circ}C$ .

On vérifie bien que les matériaux sont de structure austénitique; des traces de martensite  $\alpha'$  ont cependant été observées pour la nuance 301LN (figure III.14), mais ceci est dû aux effets combinés du process de skin-pass qui induit sûrement une quantité infime de martensite ainsi de celle produite lors de la découpe des échantillons qui ne peut être supprimée par polissage électrolytique.

### III.2.2 Dosage magnétique

La phase  $\alpha'$  produite lors de la transformation martensitique présente un caractère ferromagnétique (à la différence des phases  $\gamma$  et  $\varepsilon$  paramagnétiques). Cette propriété est utilisée pour détecter et mesurer la quantité de cette phase lorsque s'est produite la



**Fig. III.15** – Structure initiale de l’acier 201 : Pics de diffraction :  $\varepsilon = 0$  et  $T = 23^\circ\text{C}$ .

transformation. Le montage utilisé pour doser la martensite  $\alpha'$  exploite le principe des méthodes à saturation i.e. qu’un champ magnétique généré et d’une valeur suffisamment élevée, va orienter dans la même direction tous les domaines magnétiques (au sens de Weiss [(Weiss, 1907)]) au sein du matériau et de ce fait, l’induction intrinsèque atteint une limite appelée induction à saturation.

La connaissance des valeurs d’aimantation permet d’accéder à la cinétique de transformation de phase en fonction du taux de déformation. On produit un champ magnétique constant  $H$  par l’intermédiaire de bobines soumises à une tension continue. L’échantillon est lui-même dans une bobine de mesure telle qu’une extraction rapide hors de cette bobine va créer une variation du flux magnétique générant une tension  $e_{in}$ . Un voltmètre relié à un intégrateur permet d’obtenir une tension de sortie  $e_{out}$ . Le montage expérimental et le principe de la mesure sont présentés figure III.16. La valeur de l’aimantation est obtenue grâce aux formules suivantes :

$$e_{in} = -\frac{d\phi}{dt} \quad (\text{III.1})$$

$$\int_0^t e_{in} dt = RC e_{out} = -\frac{\Delta\phi}{RC} \quad (\text{III.2})$$

où  $RC$  est la constante d’intégration. Or

$$\Delta\phi = \phi_f - \phi_0 \quad (\text{III.3})$$

avec

$$\phi_0 = 0$$

et

$$\phi_f = NB_{mes}S \quad (\text{III.4})$$

où  $S$  est la section de l’éprouvette et  $N$  est le nombre de spires de la bobine de mesure et vaut 532. Il vient alors

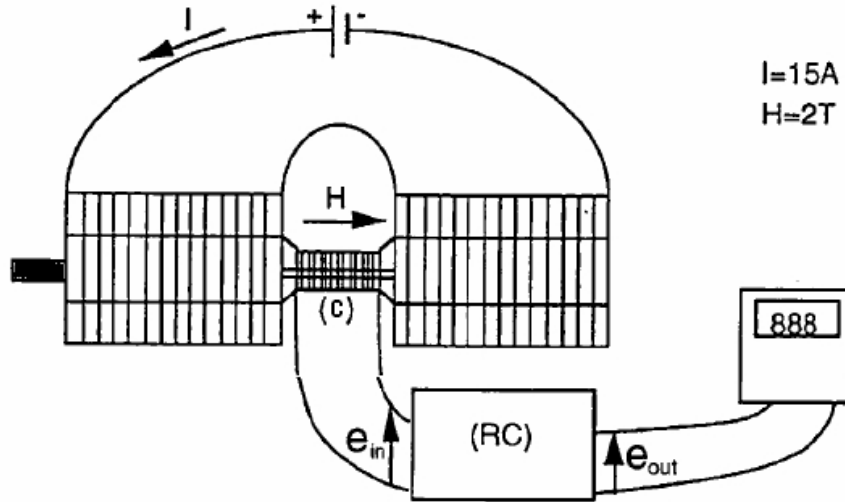
$$B_{mes} = \frac{RC \cdot e_{out}}{N \cdot S} \quad (\text{III.5})$$

La constante d'intégration RC vaut  $1,91 \times 10^{-3}$ s. On applique aux phases une loi des mélanges qui s'écrit

$$B_{mes} = f_{\alpha'} B_{sat} + (1 - f_{\alpha'}) B_{\gamma} \quad (\text{III.6})$$

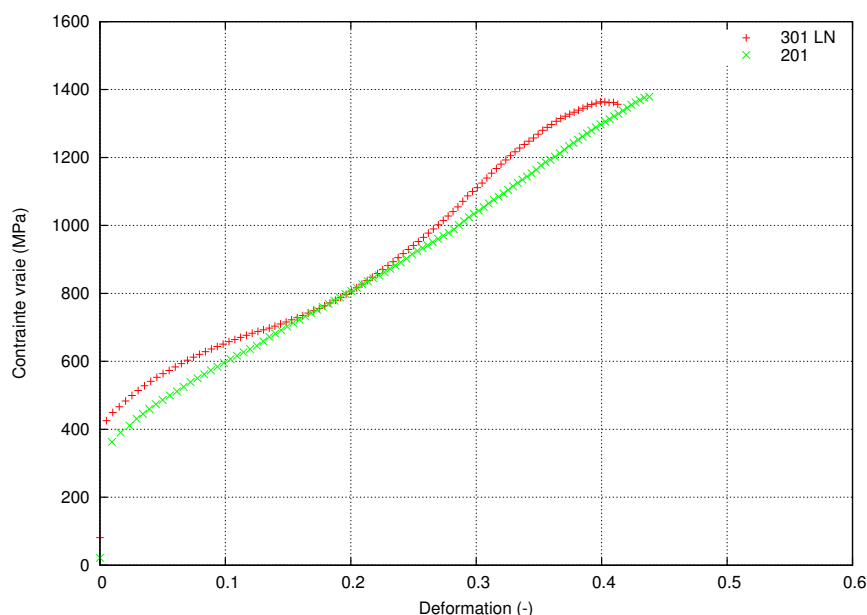
La phase austénitique étant paramagnétique, on a  $B_{\gamma} = 0$ . On obtient une relation linéaire entre la fraction volumique de  $\alpha'$  et l'aimantation mesurée :

$$f_{\alpha'} = \frac{B_{mes}}{B_{sat}} \quad (\text{III.7})$$



**Fig. III.16** – Montage de mesure par dosage magnétique; un échantillon préalablement déformé est retiré d'un champs magnétique et produit une tension proportionnelle à la quantité de martensite  $\alpha'$ .





**Fig. III.17** – Comportement en traction quasi-statique des aciers 301LN et 201 pour  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  et  $T = 23^\circ C$ .

La géométrie des éprouvettes nécessaires pour ces essais a été définie dans une étude précédente [(Radu *et al.*, 2005)] et indiquée en annexe B. La valeur d'aimantation  $B_{sat}$  d'un échantillon entièrement martensitique a été déterminée. Pour ce faire, l'aimantation d'échantillons d'acier 301LN et 201 ayant subi une déformation maximale à  $-150^\circ C$  a été mesurée. Les valeurs d'induction obtenues ont été prises pour référence; une analyse par DRX ayant confirmé que seule la phase martensitique était présente dans ces échantillons. Rappelons qu'il n'y a que la martensite  $\alpha'$  qui est ainsi quantifiée.

La valeur mesurée dans l'état initial pour la nuance 201 est nulle, tandis que celle obtenue pour l'acier 301LN indique une fraction volumique initiale de martensite  $\alpha'$  de 0,4%. L'effet du procédé d'usinage des éprouvettes par électro-érosion est donc peu important.

### III.3 Comportement mécanique en traction

#### III.3.1 Domaine de vitesse quasi-statique

Le comportement en traction des nuances courantes d'aciers inoxydables austénitiques, notamment la série 300, est décrit par une vaste bibliographie [(Marshall, 1984), (LBB, ), (Miyaharo *et al.*, 1985), (Lebedev et Kosarchuk, 2000), (Chen *et al.*, 2005), (Talonen *et al.*, 2005)]. Les résultats concernant l'alliage 201 sont plus rares dans la littérature. La figure III.17 représente les courbes obtenues pour les deux alliages considérés, à température ambiante et pour une vitesse de  $5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ . Les éprouvettes sont prélevées dans le sens travers de la tôle.

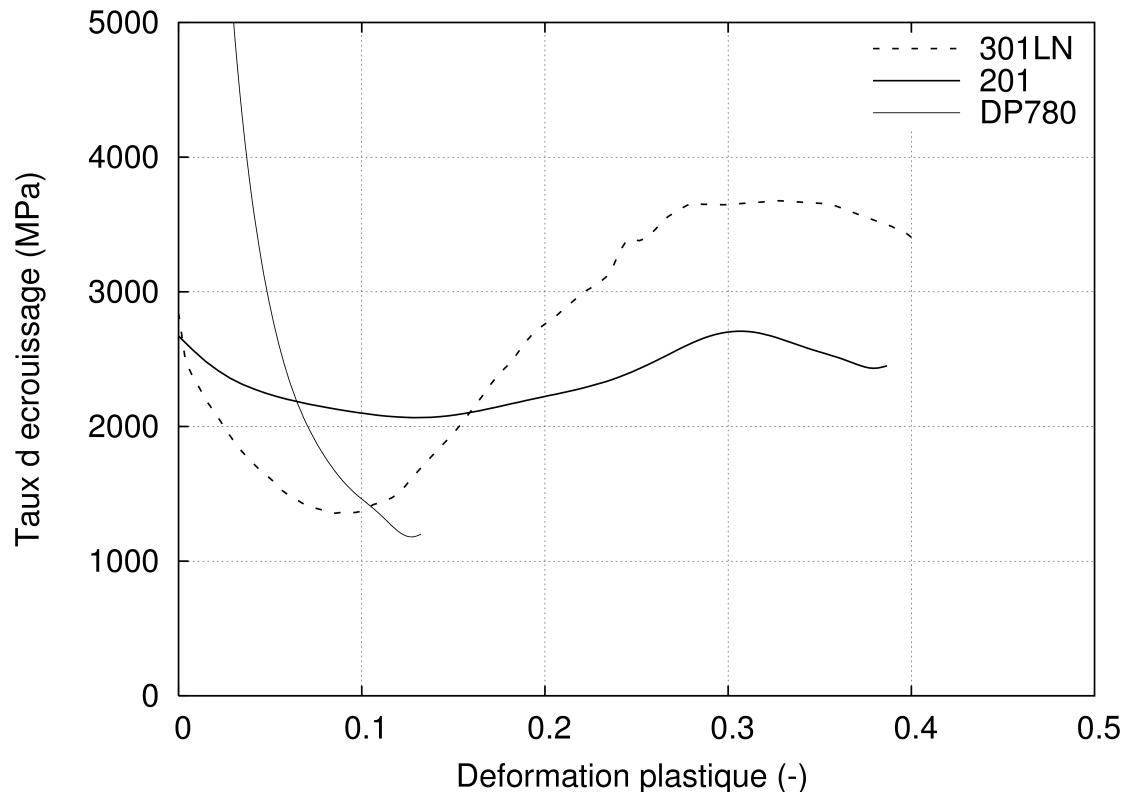
Comme on peut s'y attendre, les contraintes d'écoulement et la limite à rupture de ces matériaux sont très élevées (cf. tableau III.3.1). Du fait de la transformation, la courbe de l'acier 301LN présente une forte inflexion après une dizaine de pourcent de déformation. Cette inflexion est beaucoup moins marquée pour la nuance 201 pour des caractéristiques finales comparables. L'identification des mécanismes de transformation est donc cruciale pour la

Nuance	$R_{p0,2}(MPa)$	Limite à rupture (MPa)	Déformation uniforme (-)
301LN	385	1380	0,45
201	402	1480	0,55
TRIP800 [(Radu, 2005)]	450	820	0,24
DP780 [(Dalloz, 2007)]	380	792	0,16

**Tab. III.3** – Caractéristiques mécaniques en traction des aciers 301LN et 201 à température ambiante. Comparaison à deux nuances d’acier haute résistance pour application automobile.

compréhension des phénomènes de renforcement des deux aciers.

Le changement de phase en cours de déformation a une influence non négligeable sur l’écrouissage de ces matériaux. Ainsi on peut voir sur la figure III.18, l’évolution de  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  avec la déformation. Comparativement à un acier stable (acier Dual Phase DP780 par exemple) pour lequel le taux d’écrouissage va décroître avec la déformation, les courbes d’écrouissage des nuances 301LN et 201 montrent un accroissement après un taux de déformation donné (0,1 pour l’acier 301LN et 0,15 pour l’acier 201).



**Fig. III.18** – Evolution du taux d’écrouissage des aciers 301LN et 201 en fonction de la déformation; comparaison avec un acier haute résistance DP780. Vitesse de déformation  $5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  à  $20^{\circ}C$ .



Les modules de Young respectifs des deux alliages ont été calculés à partir des essais de traction. Les valeurs obtenues présentant une dispersion élevée due à l'imprécision de la définition du domaine élastique des courbes de traction. On a donc également procédé à des mesures par élasticimétrie pendulaire (décrit en annexe B.4). Ces résultats sont résumés sur le tableau III.4.

-	Méthode de mesure	
Matériaux	Essai de traction	Elasticimétrie pendulaire
<b>301LN</b>	203751 $\pm$ 5800 MPa	210400 $\pm$ 450 MPa
<b>201</b>	192800 $\pm$ 880 MPa	209900 $\pm$ 460 MPa

**Tab. III.4** – Modules de Young des aciers 301LN et 201 mesurés à température ambiante.

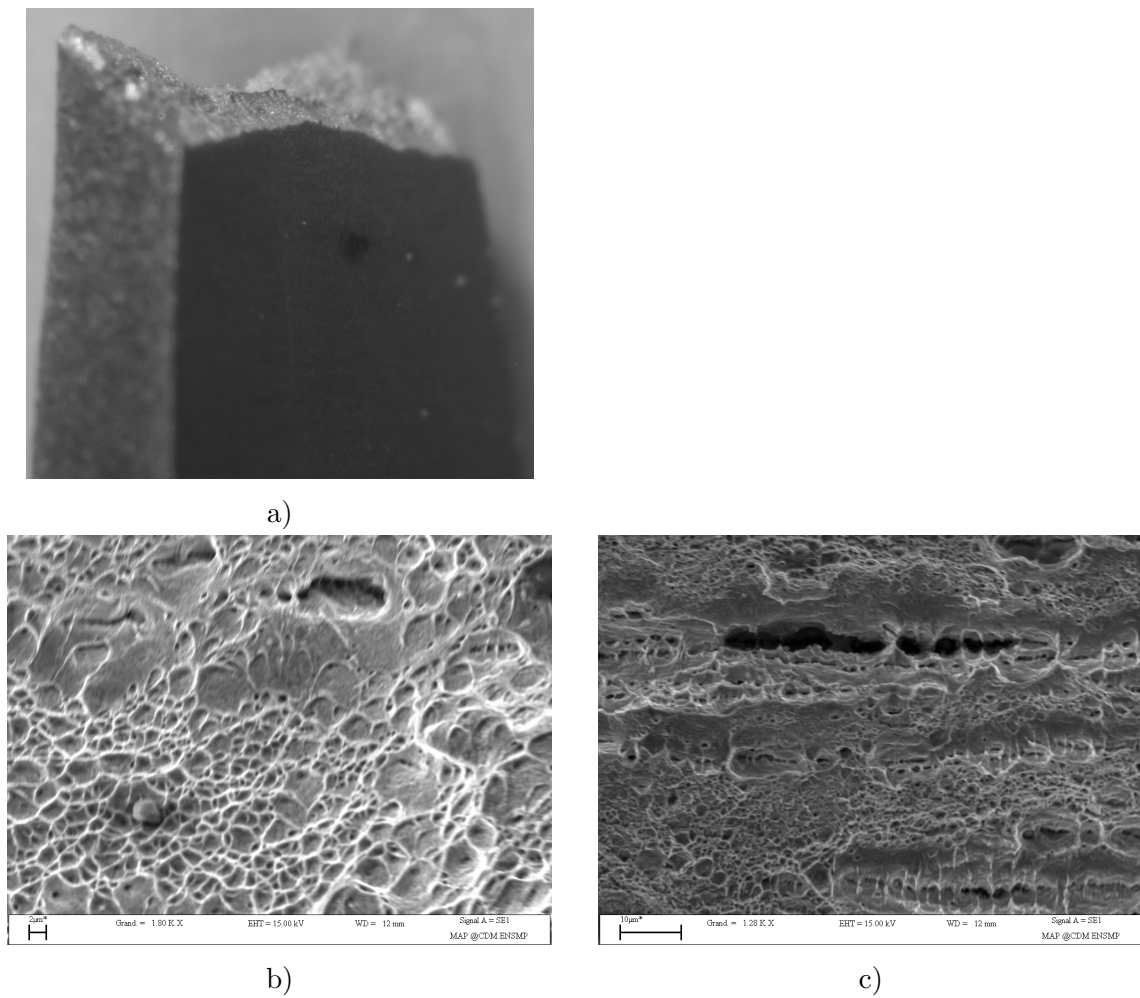
### III.3.2 Comportement à rupture

Le comportement à rupture observé est celui du cas classique de rupture ductile mis en évidence par les fractographies suivantes III.19 et III.20. La rupture se fait en biseau (III.20.a) et en mode cône et cratère. L'endommagement s'effectue par décohésion d'inclusions alignées (III.19.c) ; ce cas de figure est plus remarquable pour la nuance 301LN pour laquelle l'analyse micrographique par sonde de Castaing a révélé le plus d'hétérogénéités d'élaboration.

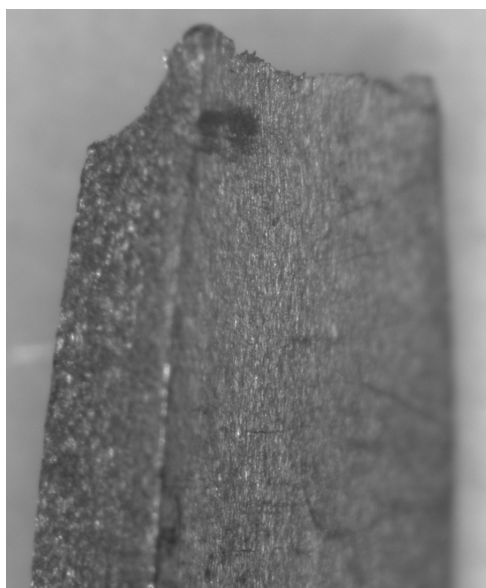
### III.3.3 Domaine de vitesse rapide

L'exploration du comportement aux grandes vitesses de déformation s'effectue usuellement par des essais d'impact de type dispositif de barres d'Hopkinson. Si les vitesses de déformation atteintes peuvent aller jusqu'à  $5000\text{ s}^{-1}$ , il est très difficile de réaliser des tests en deçà de  $500\text{ s}^{-1}$ , vitesses correspondant au domaine du crash. Il existe un dispositif permettant de couvrir ce domaine de vitesse (cf. figure III.21), qui a été utilisé lors cette étude. Il s'agit d'une machine servo-hydraulique de traction à très grande vitesse, d'une capacité de 65 kN et dont la vitesse de déplacement varie de 0,5 m/s (1,8 Km/h) à 25 m/s (90 Km/h). Elle est munie d'une enceinte thermique permettant de réaliser des essais entre  $-135^{\circ}\text{C}$  et  $250^{\circ}\text{C}$ . Le principe de montage et le dispositif utilisé sont indiqués en annexe B.5. Les essais ont été réalisés entre  $50\text{ s}^{-1}$  et  $200\text{ s}^{-1}$  pour les vitesses de déformation et entre  $-100^{\circ}\text{C}$  et  $23^{\circ}\text{C}$  pour les températures. La géométrie des éprouvettes est indiquée en annexe B.5. La mesure de déformation est effectuée grâce à un capteur laser à effet Doppler. La contrainte est donnée à la fois par la cellule de charge Kistler et par mesure de jauges de déformation collées sur la tête des éprouvettes.

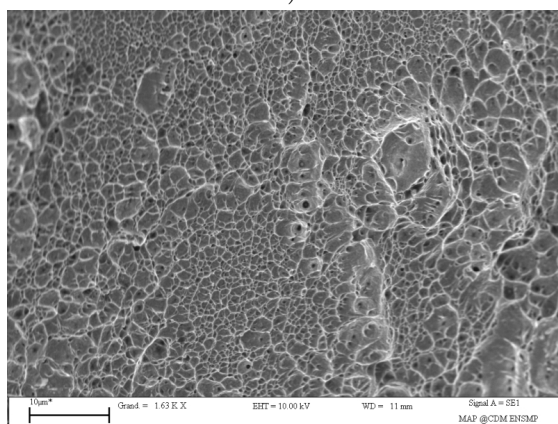
Le suivi de l'évolution de la quantité de martensite nécessite d'interrompre l'essai. Or la durée caractéristique de ce type d'essai (quelques dixièmes de seconde, voir figure III.21) ne permet pas d'interruption manuelle. Une éprouvette dont la tête a été préalablement percée d'un trou servant de fusible, a été conçue et simulée en traction., connaissant le comportement à rupture à grande vitesse. Le diamètre du trou est le paramètre à faire varier pour obtenir la déformation désirée (voir annexe B.5). Un échantillon de dosage magnétique est alors prélevé dans l'éprouvette de traction pour mesurer la quantité de martensite formée. Les cinétiques de transformation en grandes vitesses ont ainsi pu être tracées.



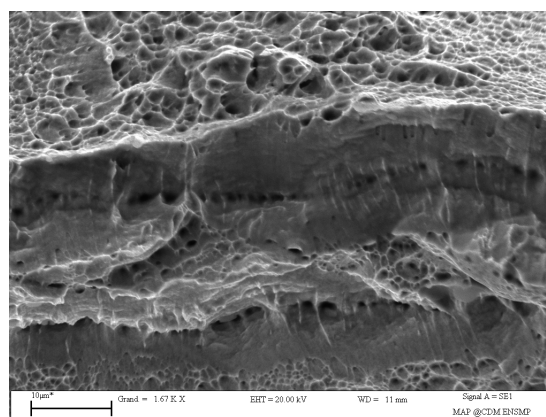
**Fig. III.19** – Faciès de rupture de l'acier 301LN après un essai de traction quasi-statique à température ambiante. a) rupture en cône et cratère b) et c) présence de cupules et endommagement par décohésion inclusionnaire.



a)

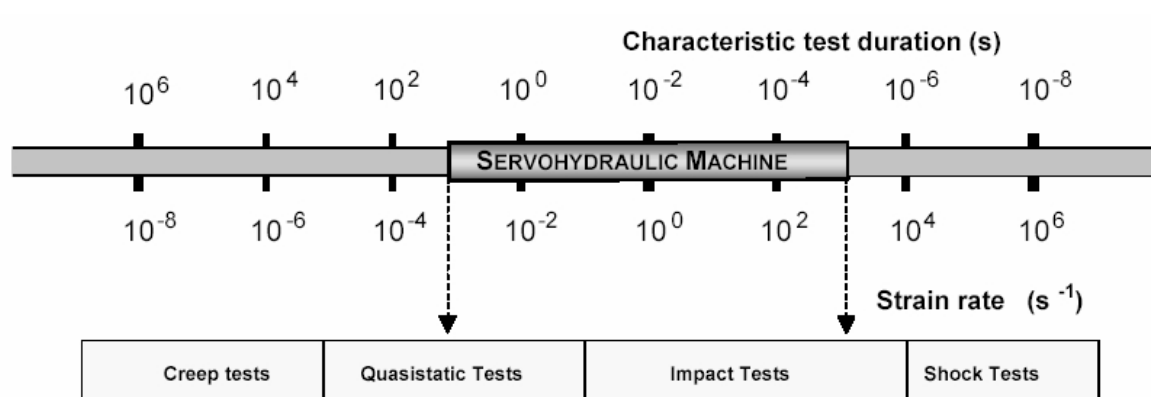


b)



c)

**Fig. III.20** – Faciès de rupture de l'acier 201 après un essai de traction quasi-statique à température ambiante. a) rupture en biseau b) et c) présence de cupules et endommagement par décohésion inclusionnaire.



**Fig. III.21** – Domaine de service d'une machine de traction à grande vitesse de déformation

---

## Chapitre -IV-

# Mécanismes de transformation martensitique en cours de déformation

---

### Sommaire

---

<b>IV.1</b>	<b>Réponse mécanique . . . . .</b>	<b>61</b>
IV.1.1	Influence de la température . . . . .	61
IV.1.2	Influence de la vitesse de déformation . . . . .	66
IV.1.3	Conclusion partielle . . . . .	75
<b>IV.2</b>	<b>Modes de déformation et de transformation . . . . .</b>	<b>75</b>
IV.2.1	Influence de la température . . . . .	75
IV.2.1.1	Cas de l'acier 301LN . . . . .	75
IV.2.1.2	Cas de l'acier 201 . . . . .	76
IV.2.2	Influence de la vitesse de déformation . . . . .	77
IV.2.3	Conclusion partielle . . . . .	81
<b>IV.3</b>	<b>Identification des phases formées . . . . .</b>	<b>81</b>
IV.3.1	Nature des phases . . . . .	81
IV.3.2	Quantification de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ . . . . .	84
<b>IV.4</b>	<b>Modélisation de la cinétique de transformation . . . . .</b>	<b>88</b>
IV.4.1	Modèle à base physique : loi de Olson et Cohen . . . . .	88
IV.4.2	Modèle à base thermodynamique . . . . .	88
<b>IV.5</b>	<b>Discussion . . . . .</b>	<b>92</b>

---

## RÉSUMÉ

*Dans ce chapitre, on étudie l'influence de la transformation martensitique sur les propriétés mécaniques en traction des deux nuances 301LN et 201. Comme discuté au chapitre II, les paramètres de température et de vitesse de déformation auront un impact sur la transformation, et de ce fait, sur les caractéristiques mécaniques de ces alliages, notamment sur la limite d'écoulement, la contrainte ultime, la ductilité et l'évolution de l'écrouissage en cours de déformation. On identifie les mécanismes microstructuraux qui y sont associés pour chaque alliage ainsi que l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur les structures formées. Enfin un modèle de transformation à base thermodynamique est présenté et comparé à celui proposé par Olson et Cohen.*

## IV.1 Réponse mécanique

### IV.1.1 Influence de la température

Pour établir l'influence de la température sur le comportement des alliages 301LN et 201, des essais de traction à différentes températures représentatives des conditions de formage et de crash en zone froide ont été menés.

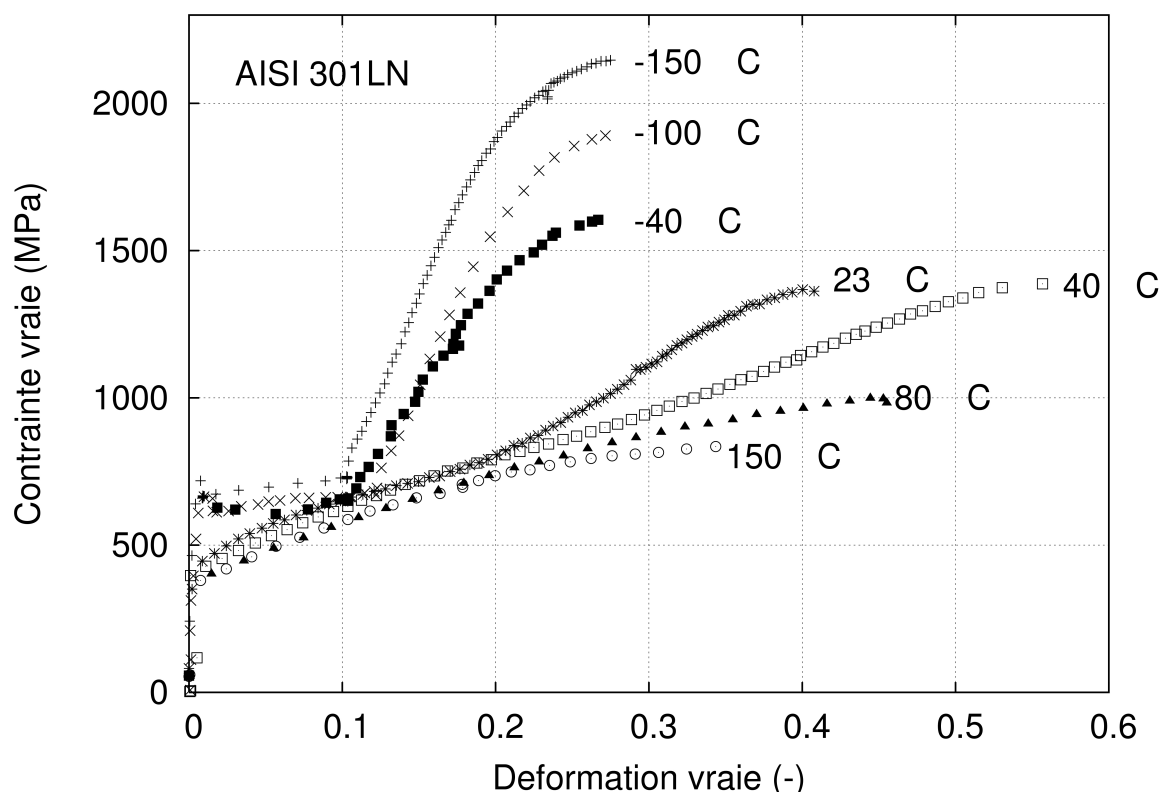
Les courbes de traction obtenues pour l'alliage 301LN sont présentées figure IV.1. Pour les températures inférieures ou égales à 40°C, ces courbes présentent une inflexion caractéristique des aciers présentant une transformation de phase en cours de déformation. Pour les températures 80°C et 150°C, l'inflexion traduisant la transformation de phase n'apparaît pas sur les courbes.

Pour mettre en évidence l'effet de la transformation sur les courbes de traction, on a tracé l'évolution du module d'écroutissage  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  calculé en tout point de la courbe de traction rationnelle. Sur la figure IV.3, sont représentées les courbes obtenues pour -100°C, 23°C et 150°C pour l'alliage 301LN. On remarque que l'écroutissage obtenu pour le matériau à 150°C décroît avec la déformation, la pente relativement élevée au tout début de la déformation (environ  $\frac{E}{100}$ ) diminue progressivement pour atteindre des valeurs plus faibles (environ  $\frac{E}{1000}$ ) en fin de déformation. Ce comportement est caractéristique des alliages de structures CFC à faible énergie de faute d'empilement [(Jaoul, 1965)]. Lorsqu'on abaisse la température, la formation de martensite, phase dure, provoque une augmentation du module d'écroutissage et ce jusqu'à un maximum qui atteint des valeurs anormalement élevées (environ  $\frac{E}{20}$ ), puis de nouveau le module d'écroutissage décroît. On distingue pour ces températures, trois phases dans l'évolution de l'écroutissage :

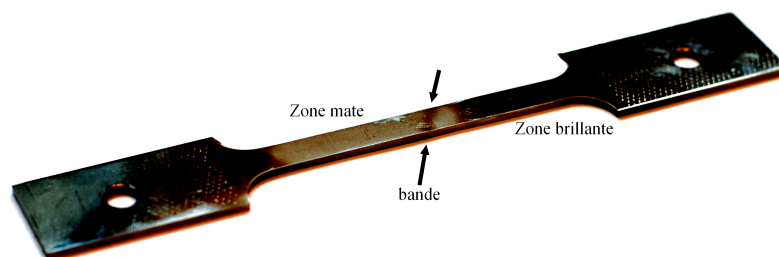
- la phase 1 qui s'étend jusqu'au minimum présenté par la courbe ; la transformation n'ayant pas encore eu lieu, on observe une décroissance de  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  comme dans le cas d'aciers au carbone.
- la phase 2 qui a pour bornes les deux extrema de la courbe ; la phase martensitique formée joue un rôle durcissant et augmente la résistance de l'alliage à l'écoulement.
- durant la phase 3, on observe une décroissance de la courbe due à la plasticité dans la phase martensitique déjà formée.

Talonen [(Talonen, 2007)] propose quant à lui un découpage en quatre stades d'écroutissage. Il subdivise la phase 2 en deux sous-phases pour lesquelles il distingue dans un premier temps une élévation de l'écroutissage due à la présence de la phase martensitique durcissante, puis dans un second temps, une légère stabilisation de  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  correspondant à la percolation de la martensite dans l'échantillon examiné. Cette hypothèse de percolation ne pourra être vérifiée qu'après l'analyse en microscopie d'échantillons déformés.

On note par ailleurs, pour les températures en dessous de -40°C, une instabilité plastique se traduisant par un palier de type Lüders sur les courbes. Ce plateau est quasi identique pour les températures -40°C, -100°C et -150°C et équivaut à environ 10% de déformation. L'écroutissage tout au long du palier est anormalement faible. De plus, il existe une ambiguïté sur la mesure de déformation puisqu'il y a localisation de la déformation. Ce type de comportement a été rapporté pour un alliage  $FeCr_{15}Ni_4Mo_{2,7}C_{0,13}$  par Abrassart [(Abrassart, 1972)]. Cet auteur attribue cet effet au déplacement le long de l'éprouvette d'un front de transformation. Dans notre cas, on a pu observé la formation de bande comme on peut le voir sur la figure IV.2. L'éprouvette préalablement polie, présente une partie de sa surface brillante d'une part de la bande formée et d'autre part une zone mate. On discutera ultérieurement de ce phénomène.

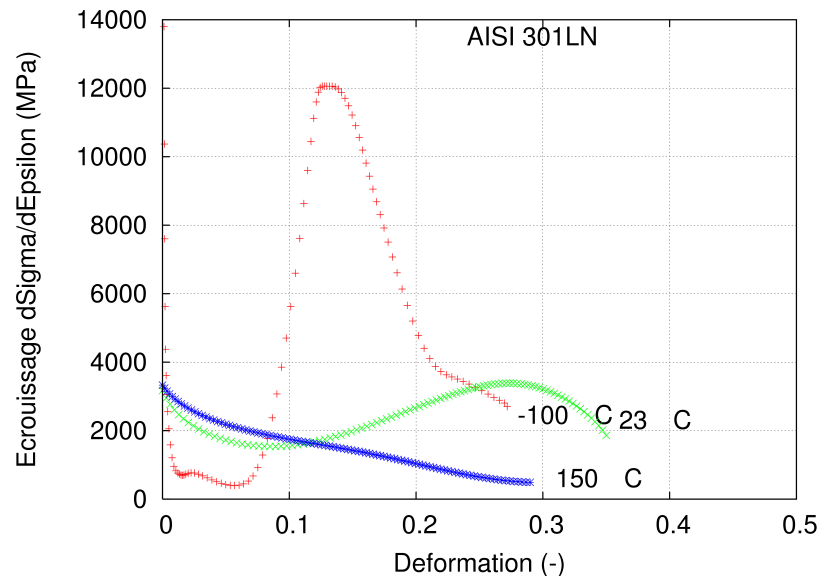


**Fig. IV.1** – Influence de la température sur les courbes de traction de l'acier AISI 301LN.  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  et  $-150^{\circ}C \leq T \leq 150^{\circ}C$ . Palier de type Lüders d'instabilité plastique pour les basses températures.



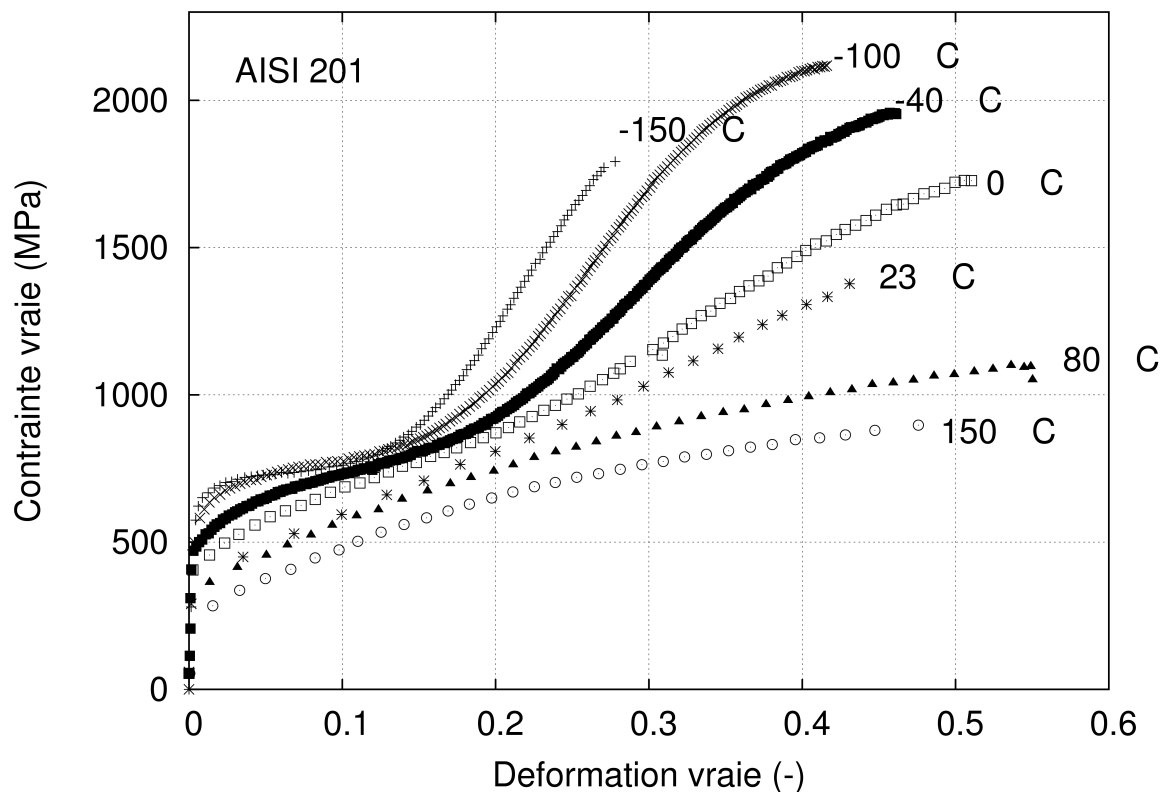
**Fig. IV.2** – Formation d'une bande le long d'une éprouvette d'alliage 301LN déformée d'environ 8% à  $-40^{\circ}C$  ( $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ ). L'éprouvette a été préalablement polie et l'essai a été interrompu sur le palier de la courbe de traction. La bande délimite le fût de l'éprouvette en deux zones : une zone brillante due au polissage et une zone devenue mate après traction.

Les résultats obtenus pour la nuance 201 sont présentés figure IV.4. L'effet de la transformation est qualitativement le même sur les courbes de traction que dans le cas de la nuance 301LN. On remarque néanmoins que l'inflexion caractéristique de la transformation se produit à plus basse température pour la nuance 201. Cette dernière semble donc présenter une plus grande stabilité vis-à-vis de la transformation. Cependant, il est à noter que les ordres de grandeurs des valeurs de contrainte et de déformation atteintes en traction pour les deux alliages sont proches. Quelques différences apparaissent néanmoins. En effet, on peut remarquer qu'à  $150^{\circ}C$  (en l'absence apparente de transformation), la valeur de  $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$  est



**Fig. IV.3** – Influence de la température sur les taux d'écouissage de l'acier AISI 301LN.  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ .

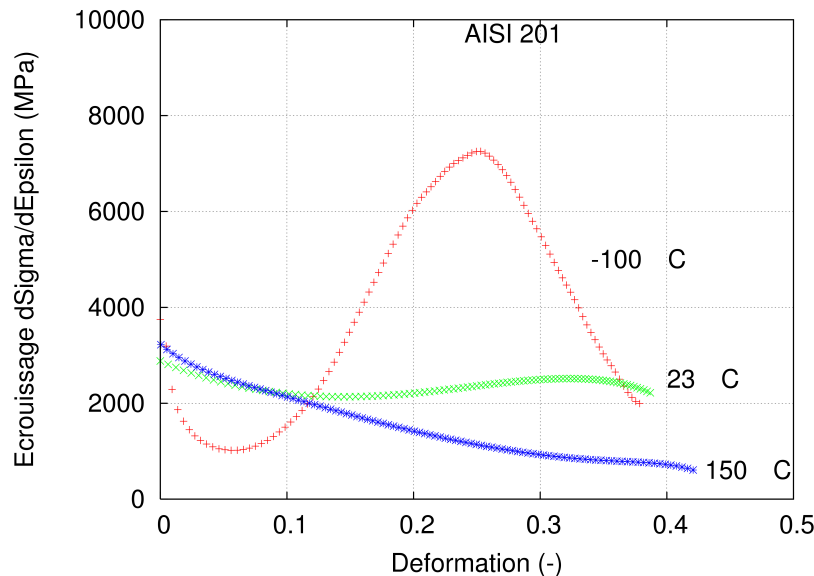
plus élevée pour l'alliage 201 que pour l'acier 301LN, reflet d'une différence des mécanismes causant l'écouissage de ce matériau.



**Fig. IV.4** – Influence de la température sur les courbes de traction de l'acier AISI 201.  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  et  $-150^{\circ}C \leq T \leq 150^{\circ}C$ .



L'évolution de l'écrouissage en cours de déformation (figure IV.5) montre le même effet de la transformation à savoir le renforcement du matériau en cours de déformation. On observe à 23°C, un léger accroissement de l'écrouissage, ce qui indique la formation de phase martensitique durcissante même si cela ne se traduit pas par une inflexion visible sur la courbe de traction.



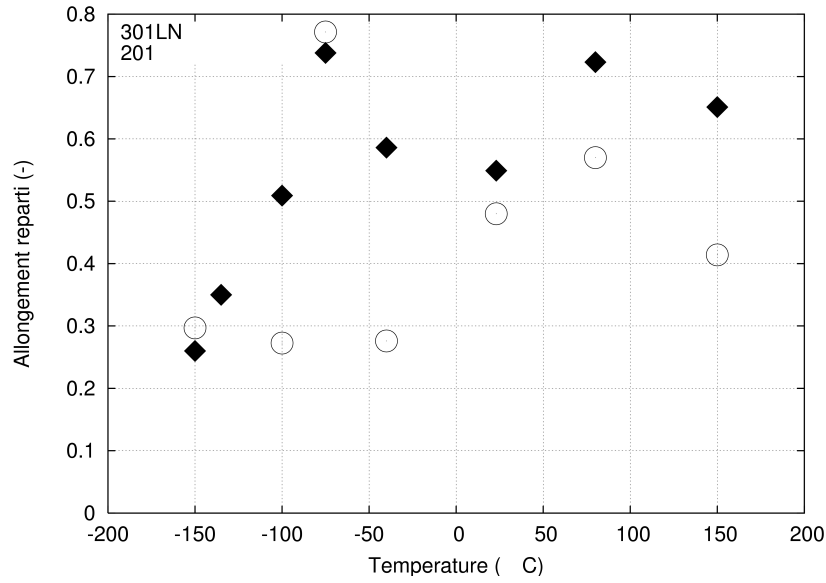
**Fig. IV.5** – Influence de la température sur les taux d'écrouissage de l'acier AISI 201.  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

La comparaison des propriétés de ductilité et de résistance entre ces nuances a été effectuée. Sur la figure IV.6, l'allongement réparti est représenté en fonction de la température d'essai. On remarque un pic de ductilité pour les deux nuances se situant vers 80°C. Ce pic de ductilité a déjà été rapporté par Lecroisey [(Lecroisey, 1971)] sur des alliages  $FeNi_{18}Cr_7C_{0,004}$  et  $FeNi_{20}Cr_7C_{0,15}$ . Cet auteur a montré qu'un accroissement de la teneur en carbone provoque une augmentation de l'amplitude et de la largeur du pic. Ceci se vérifie car la nuance 301LN, de teneur plus faible en carbone, présente le pic de ductilité le moins haut et le moins étendu.

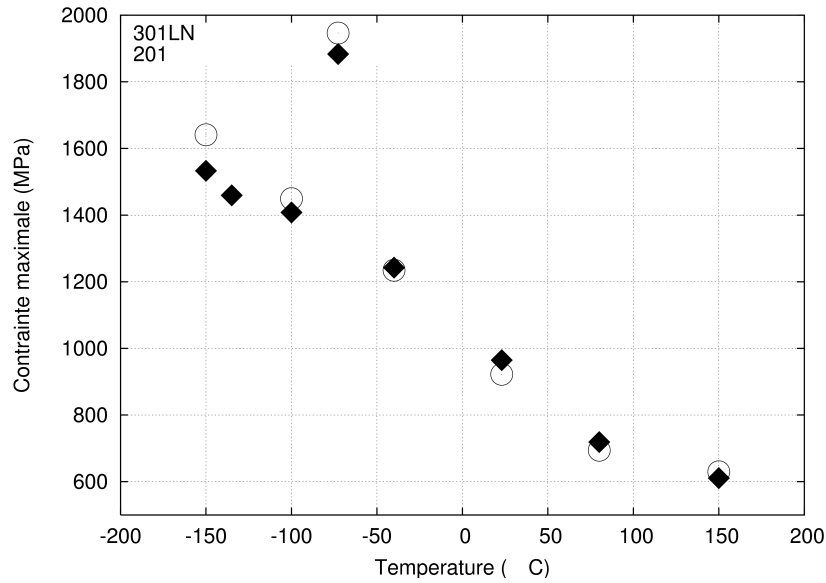
La contrainte ultime à rupture est similaire pour les deux aciers (figure IV.7), celle-ci augmente quand la température décroît. En revanche, la limite d'écoulement mesurée à 0,2% de déformation,  $Rp_{0,2}$  pour la nuance 301LN est plus élevée (figure IV.8), notamment en deçà de 20°C et au-delà de 80°C. Dans le cas des basses températures, cette contrainte est celle relevée sur palier avec une incertitude sur la valeur de la déformation. Cette légère variation de  $Rp_{0,2}$  s'explique par le fait que la taille de grain, trois fois plus petite pour l'alliage 301LN (8  $\mu\text{m}$ ) favorise l'augmentation de la résistance à l'écoulement.

L'étude du comportement post-striction a été réalisée en comparant les courbes de traction conventionnelles des deux alliages. Ces courbes ne sont présentées qu'aux températures pour lesquelles la striction s'est produite entre les pinces de l'extensomètre de mesure<sup>1</sup> (figure IV.9). On note que plus la température est élevée, plus la striction est retardée. Aux températures

<sup>1</sup>Du fait des allongements importants présentés par ces matériaux, les bases de mesure des extensomètres utilisés sont insuffisantes pour couvrir la totalité de la longueur utile des éprouvettes jusqu'à rupture.

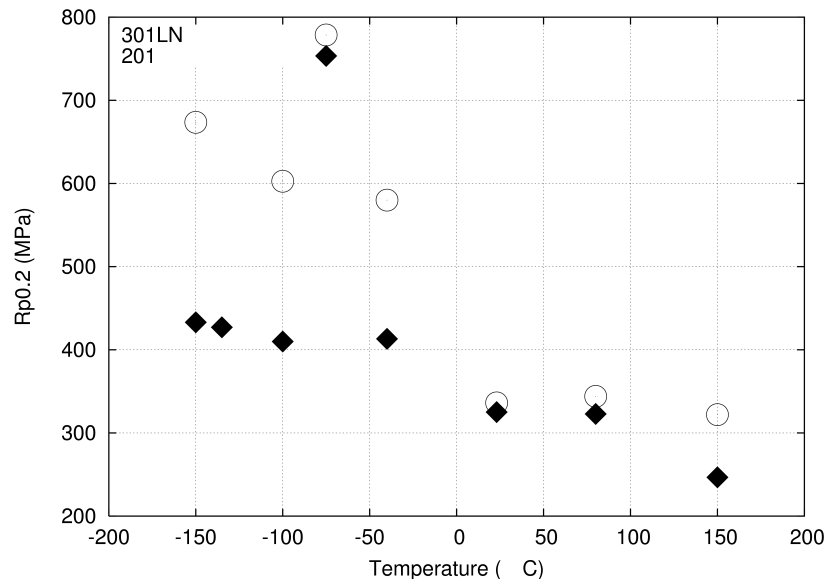


**Fig. IV.6** – Evolution de l’allongement réparti en fonction de la température d’essai.  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ . La valeur indiquée à  $-150^{\circ}C$  est celle à la limite de rupture.



**Fig. IV.7** – Evolution de la limite à rupture en fonction de la température.  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ .

basses, celle-ci est même quasi inexistante. L’éprouvette, en son point de localisation, présente peu de résistance à la striction et de ce fait un écoulement faible. Ceci laisse supposer que pour des températures supérieures à  $23^{\circ}C$  pour lesquelles il y a une striction notable (donc un écoulement important), les deux alliages développent une sensibilité à la vitesse de déformation importante. Le phénomène étant prépondérant pour les températures élevées, c’est la phase  $\gamma$  qui paraît être à l’origine de cet effet de viscosité.



**Fig. IV.8** – Evolution de la contrainte d'écoulement  $R_{p0.2}$  en fonction de la température.  $\dot{\varepsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ .

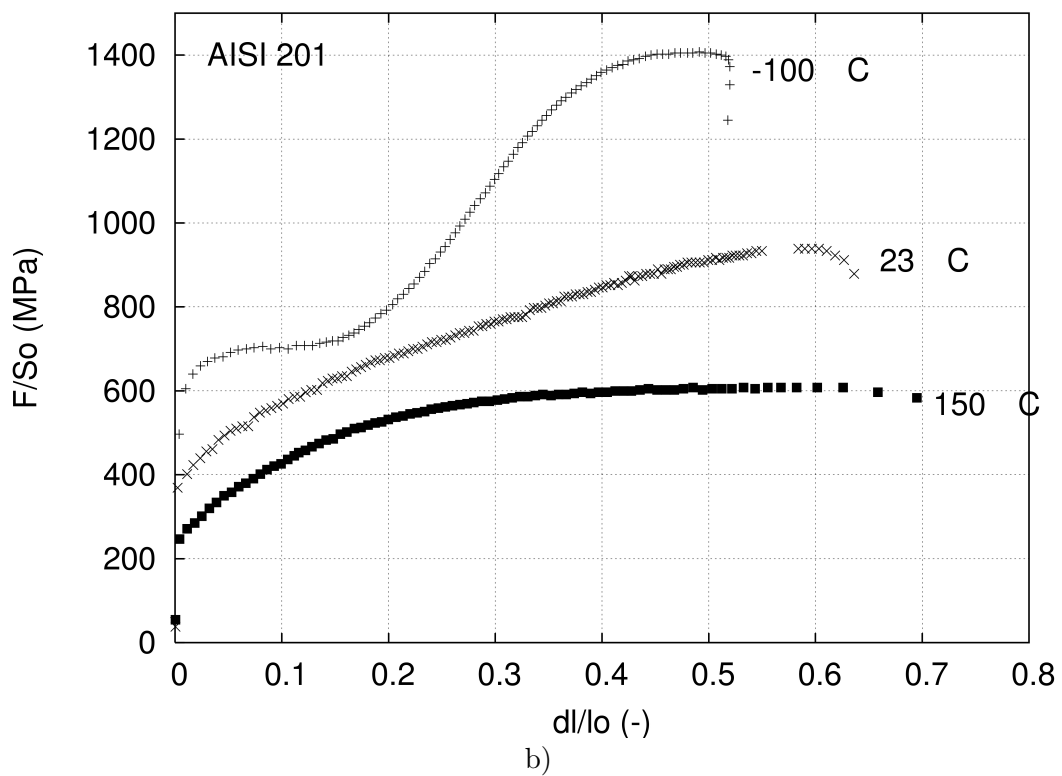
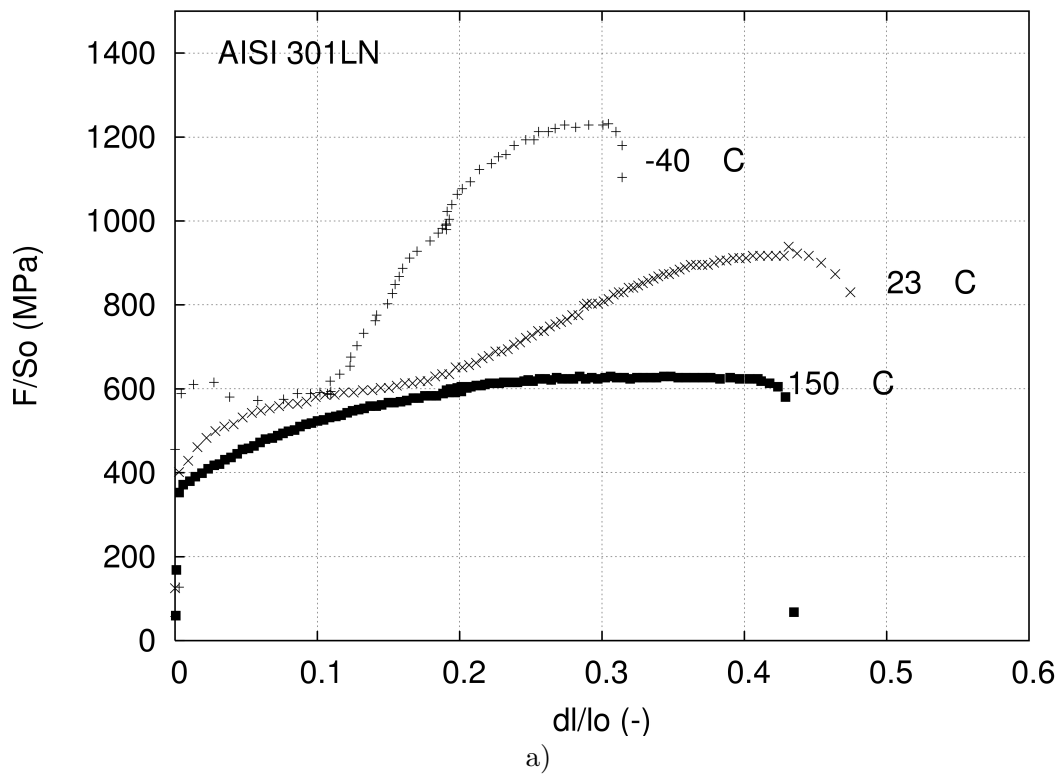
#### IV.1.2 Influence de la vitesse de déformation

On a étudié l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement en traction des deux aciers 301LN et 201 dans deux régimes. L'un dit « modéré » réalisé sur une machine de traction servo-hydraulique classique ; les vitesses de déformation testées s'échelonnent de  $5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  à  $2,3 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ . L'autre régime est celui des très grandes vitesses allant de  $50 s^{-1}$  à  $200 s^{-1}$ .

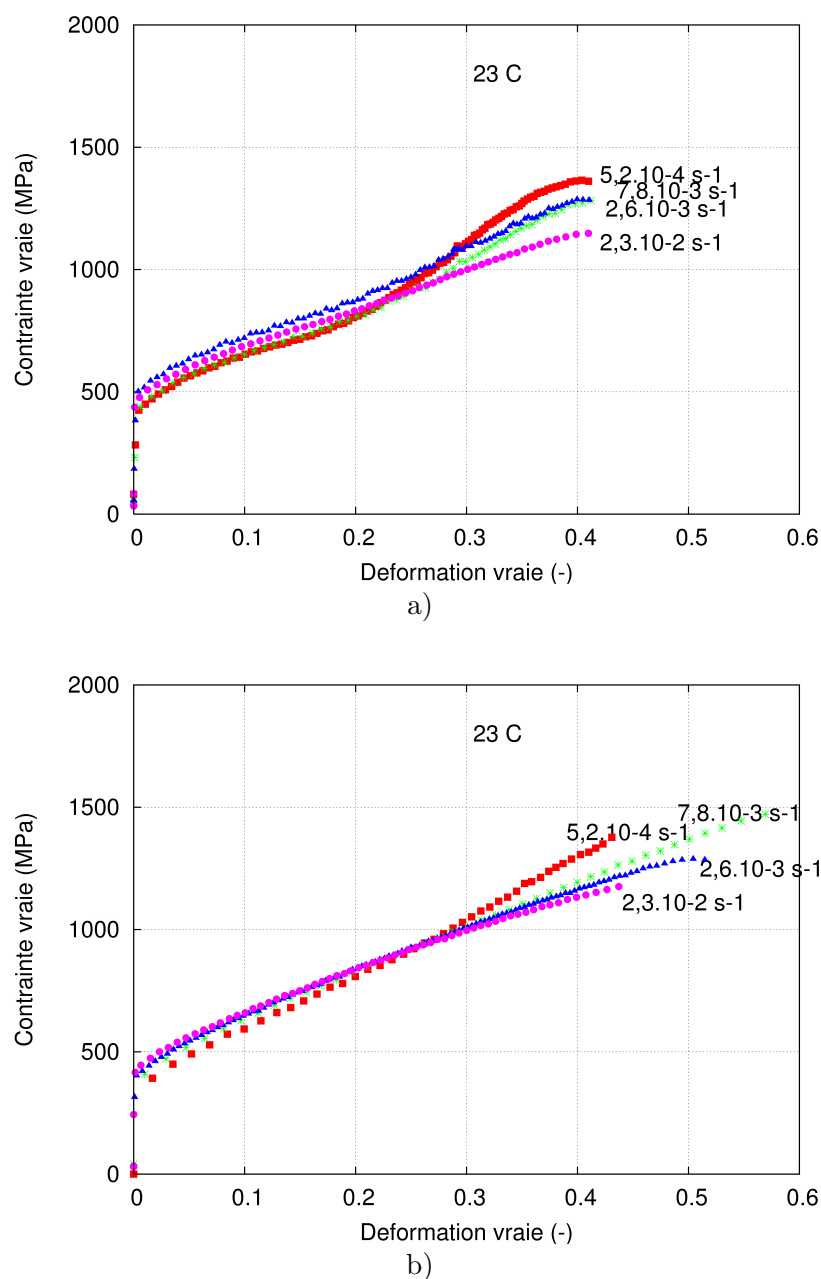
Les résultats obtenus dans le domaine des vitesses modérées sont reportés sur la figure IV.10. Aux faibles niveaux de déformation, les niveaux de contraintes croissent avec la vitesse de déformation. On remarque une inflexion de plus en plus faible des courbes de traction, la transformation est de moins en moins apparente sur les courbes. Il arrive un niveau de déformation pour lequel les valeurs de contraintes et de déformation deviennent inférieures à celles obtenues par déformation en vitesse quasi-statique. En première approximation, on peut déduire de l'allure des courbes de traction qu'une augmentation de la vitesse de déformation entraîne une diminution de la formation de  $\alpha'$ . Les propriétés de renforcement induites par la déformation décroissent alors. L'influence sur les caractéristiques de traction est donnée en annexe C.1.

Dans le domaine des très grandes vitesses, en plus d'une variation de la vitesse de déformation, on a aussi fait varier la température d'essai. On s'est limité aux températures en-dessous de l'ambiante pour lesquelles se produit la transformation martensitique. Les températures testées sont  $-100^\circ\text{C}$ ,  $-40^\circ\text{C}$  et  $23^\circ\text{C}$ . Les courbes obtenues sont reportées figures IV.11 et IV.12.

Par comparaison avec la courbe de traction à  $5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  dans le cas de l'acier 301LN, on remarque une nette augmentation du niveau de contrainte. La variation de  $50 s^{-1}$  à  $200 s^{-1}$  ne semble pas affecter considérablement les courbes de traction. Ces observations restent valables pour l'alliage 201. On peut aussi noter que pour la nuance 301LN, le plateau d'instabilité plastique déjà observée à  $5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ , est conservé aux basses températures ( $-40^\circ\text{C}$  et  $-100^\circ\text{C}$ ). La variation de l'allongement réparti (figure IV.13) montre qu'une augmentation de la vitesse de déformation n'affecte pas la ductilité de l'alliage 201. On note cependant une



**Fig. IV.9** – Courbes conventionnelles de traction en fonction de la température des aciers  
a) 301LN et b) 201 pour  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ . Peu de striction pour les faibles températures.



**Fig. IV.10** – Courbes de traction à vitesse modérée à 23°C pour les aciers a) 301LN et b) 201.  $\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  ;  $2,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ;  $7,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ;  $2,3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . Inhibition de la transformation par l'augmentation de la vitesse de déformation.

légère augmentation dans le cas de l'acier 301LN, notamment à 23°C.

Pour connaître l'aptitude d'absorption d'énergie lors de chocs éventuels, on a comparé les énergies stockées en cours d'essai. Les valeurs d'énergie sont obtenues en mesurant par la méthode des trapèzes, l'aire sous les courbes de traction rationnelles obtenues aux différentes vitesses de déformation (figure IV.14). On ne considère que la partie de la courbe avant striction.

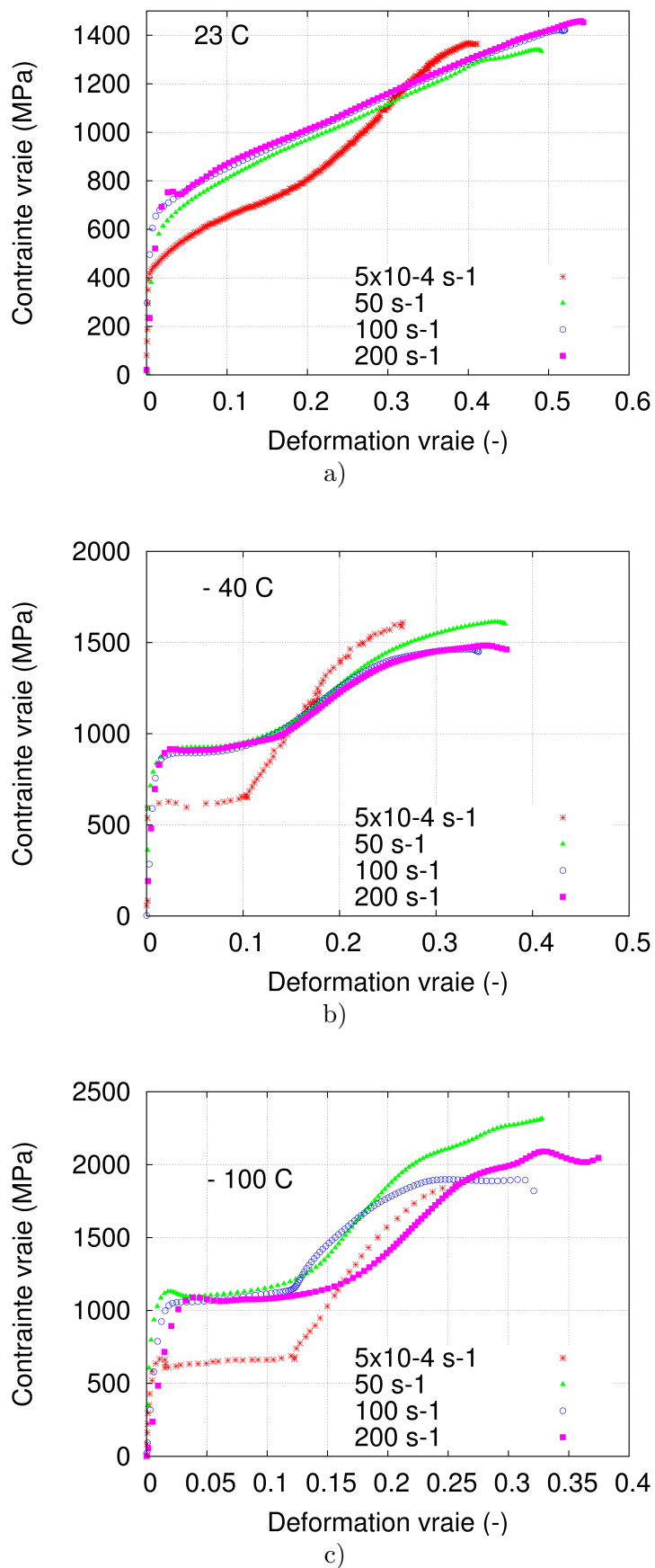
$$E(10^{-3}J/mm^3) = \int_0^{\varepsilon_h} \sigma d\varepsilon \quad (IV.1)$$

On observe une meilleure capacité d'absorption aux vitesses croissantes du fait des forts niveaux de contraintes atteints. Cependant, les valeurs d'énergie calculées varient peu dans le domaine des très grandes vitesses de déformation.

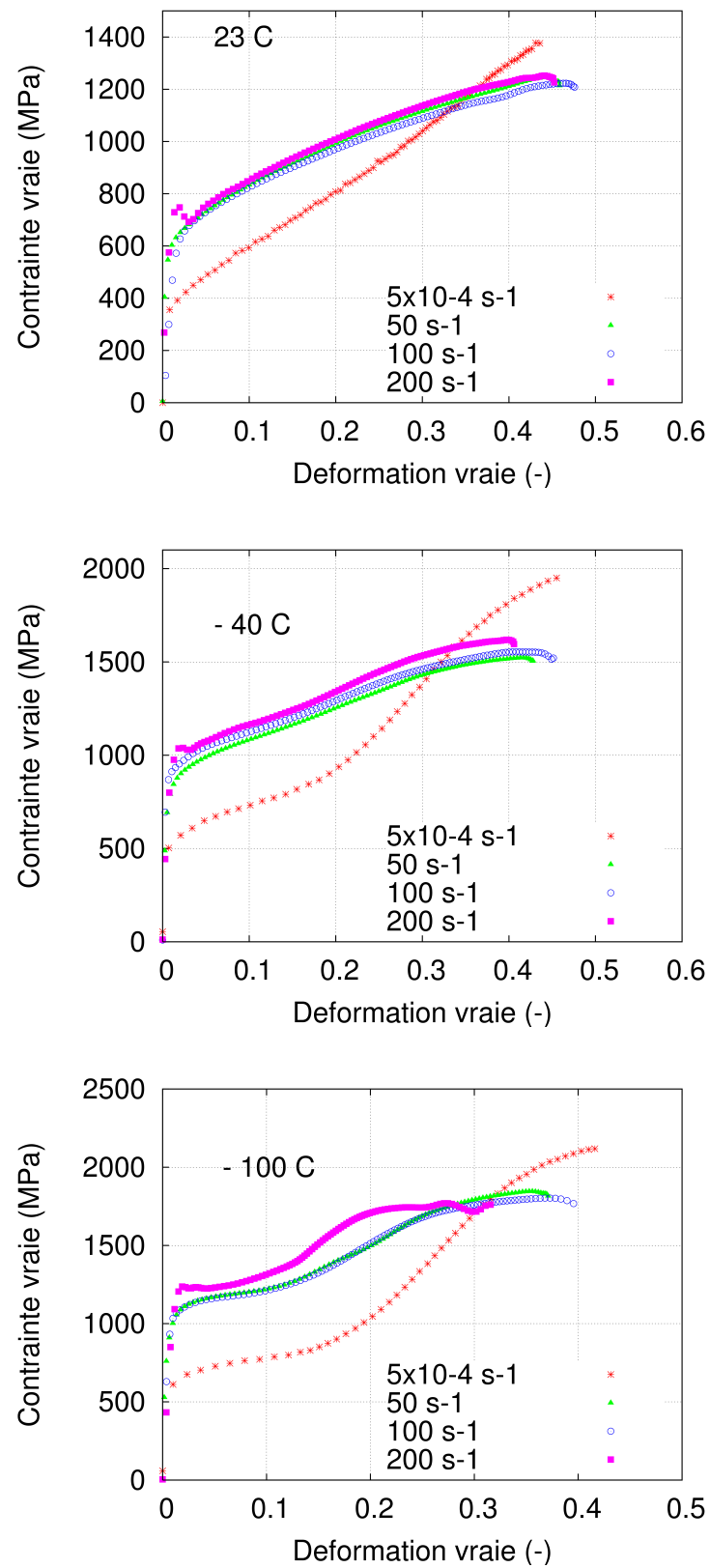
L'analyse de la variation de la limite d'écoulement avec la vitesse a montré une tendance contraire à celle usuellement présentée par les métaux de structure CFC. Carreker et Hibbard [(Jaoul, 1965)] déterminent pour l'argent (de structure CFC), l'exposant  $m$  de la relation IV.2 et trouvent une valeur de 0,005.

$$\sigma = K\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)^m \quad (IV.2)$$

La figure IV.15 présente une comparaison des valeurs de  $Rp_{5\%}$  pour les alliages 301LN et 201 avec celles d'alliages d'aluminium A2024 (CFC), du cuivre (CFC) [(Meyers *et al.*, 1995)] et d'aciers inoxydables 316L, 301LN [(Nordberg, 2004)] . La valeur de  $m$  pour l'acier 301LN est de  $2,7.10^{-2}$  (respectivement  $3,4.10^{-2}$  pour l'acier 201). Cet ordre de grandeur est celui indiqué par les données rassemblées dans la littérature sur quelques matériaux de structure CC [(Rittel *et al.*, 2002), (Tanguy, 2001), (Rittel *et al.*, 2006), (Rittel *et al.*, 2007), (Clarke *et al.*, 2008)] notamment l'acier ferritique 409 et l'acier 16MND5 (CC). Les aciers inoxydables (austénitique et ferritique) présentent donc une sensibilité à la vitesse notable contrairement à celle attendue pour des alliages de structure CFC tels l'aluminium ou le cuivre.

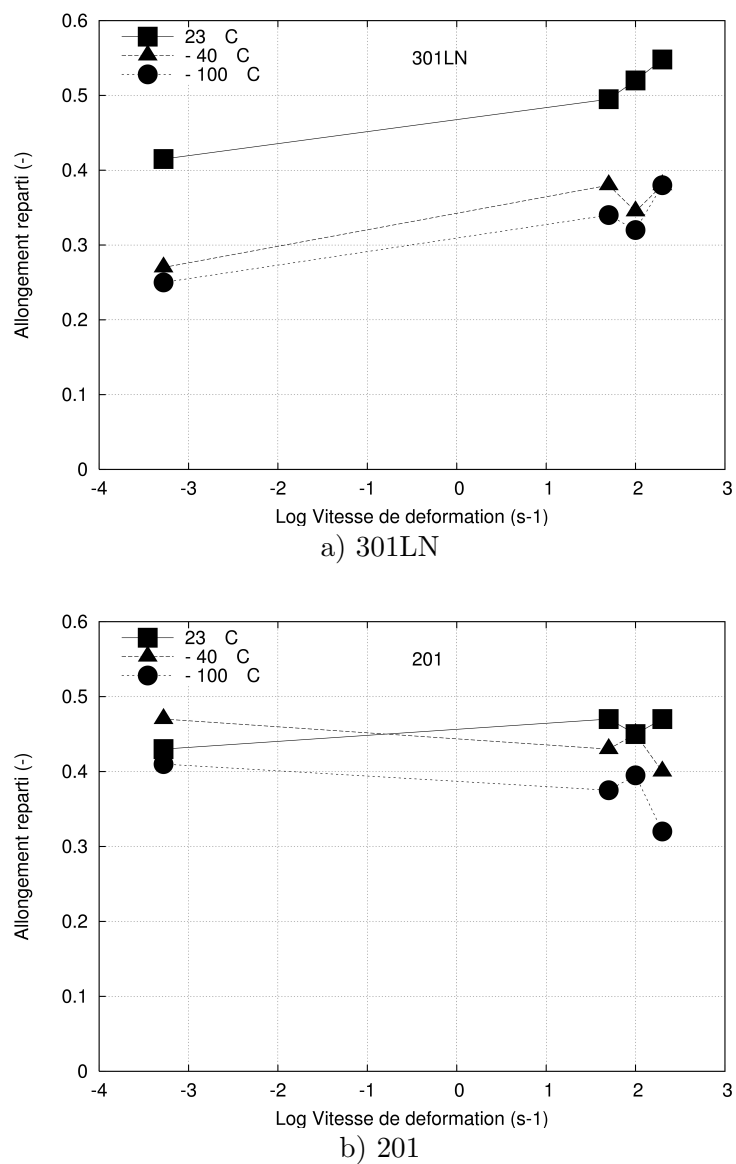


**Fig. IV.11** – Influence des grandes vitesses de déformation sur le comportement en traction de l'acier 301LN à a) 23°C, b) -40°C et c) -100°C. Instabilité plastique aux basses températures. Les résultats obtenus à -100°C présentent une forte dispersion liée au fort gradient thermique dans l'enceinte de traction.

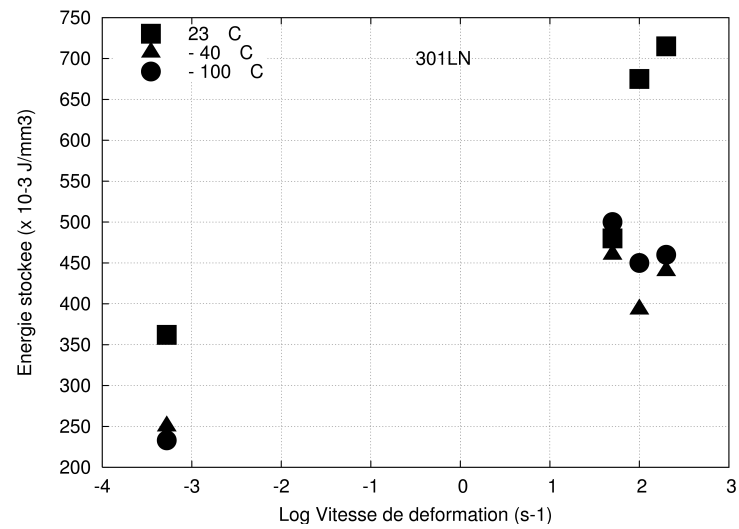


**Fig. IV.12** – Influence des grandes vitesses de déformation sur le comportement en traction de l'acier 201 à a) 23°C, b) -40°C et c) -100°C.

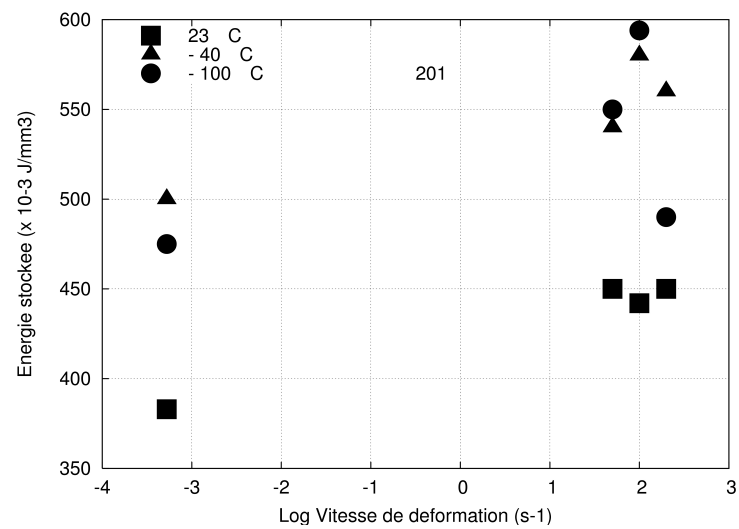




**Fig. IV.13** – Variation de l'allongement réparti en fonction de la vitesse de déformation pour les aciers a) 301LN et b) 201. Sensibilité plus marquée du grade 301LN à 23°C.

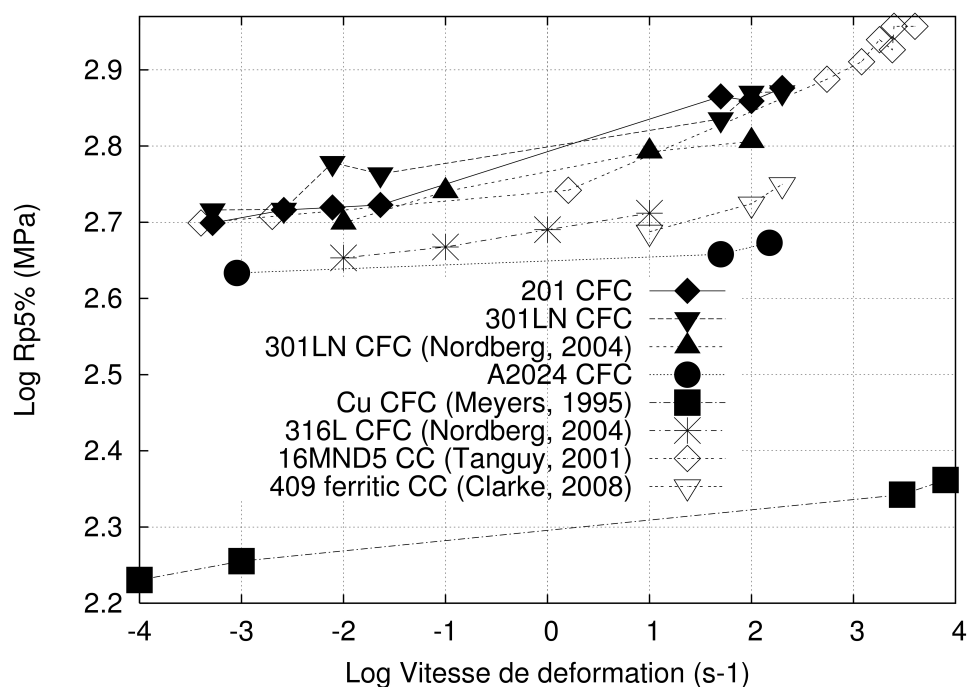


a) 301LN



b) 201

**Fig. IV.14** – Variation de l'énergie stockée en fonction de la vitesse de déformation pour les aciers a) 301LN et b) 201. Sensibilité plus marquée du grade 301LN à la vitesse de déformation.



**Fig. IV.15** – Sensibilité à la vitesse de déformation des aciers 301LN et 201 à 23°C. Comparaison de la contrainte  $Rp_{5\%}$  avec la vitesse de déformation pour les alliages A2024, 316L et le Cu (CFC) et 16MND5, 409 (CC).

### IV.1.3 Conclusion partielle

Au vu des résultats obtenus pour le comportement en traction des nuances austénitiques 301LN et 201, on a pu remarquer que l'alliage 201 est parfaitement substituable au 301LN en ce qui concerne la tenue mécanique. En effet, malgré une plus grande stabilité présumée au regard de la transformation martensitique, cette nuance présente une plus grande ductilité qui rend aisée la mise en forme. De plus ses caractéristiques mécaniques (allongement réparti et énergie stockée) varient peu dans le domaine des grandes vitesses de déformation rendant le comportement de ce matériau plus prévisible.

Le plateau observé sur les courbes de traction pour l'alliage 301LN à basse température, indique qu'il existe un mécanisme de plasticité qui adoucit le matériau. Cet effet n'a pas été noté pour l'alliage 201 ; néanmoins les propriétés en traction sont comparables. On en déduit que les mécanismes de déformation pour ces deux alliages sont de nature différente. L'examen des modes de déformation et de transformation permettra de comprendre l'origine du comportement en traction de ces deux alliages. C'est l'objet du paragraphe suivant.

## IV.2 Modes de déformation et de transformation

On a déjà décrit l'état microstructural initial des deux matériaux au chapitre III.1. Des lames minces ont été prélevées sur des échantillons de traction (quasi-statique et à grande vitesse) pour plusieurs taux de déformation et températures. L'examen des clichés en champs sombre et/ou clair permet la mise en évidence des microstructures fines formées et un dépouillement des diagrammes de diffraction associés, par indexation cohérente des tâches relevées, donne la nature cristallographique de ces microstructures.

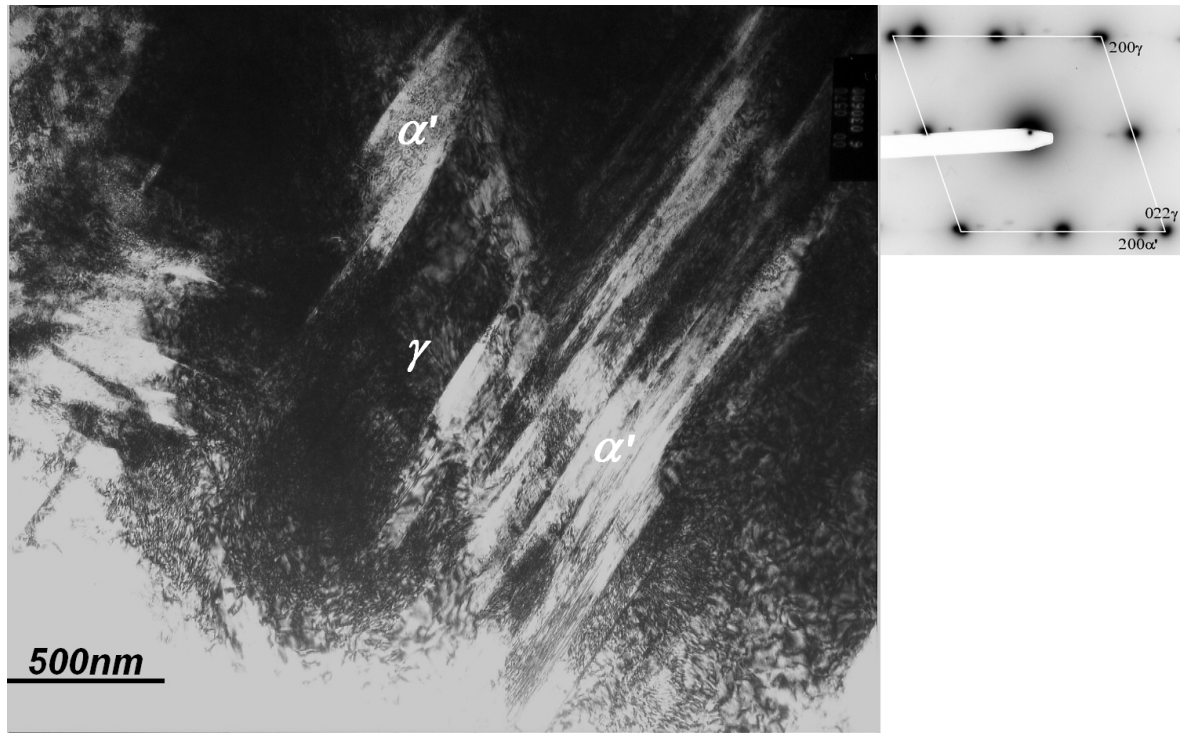
La martensite  $\alpha'$  formée au sein de la matrice austénitique est imagée par des clichés en champs clair associé à un diagramme de diffraction réalisé généralement selon un axe de zone  $[01\bar{1}]_\gamma$  (figure IV.16). Les bandes de cisaillement éventuelles s'accompagnent d'une distorsion du réseau, on utilisera donc pour les identifier le faisceau diffracté et les clichés correspondants seront en champs sombre. La martensite  $\varepsilon$  est ainsi identifiée comme indiqué figure IV.17 ; les traînées (encore appelées "streaks") visibles sur le cliché de diffraction sont caractéristiques des fautes d'empilement dans la matrice  $\gamma$ . Le mode de formation des macles s'apparente à celui de la martensite hexagonale et on retrouve le plus souvent les macles conjointement avec de la martensite  $\varepsilon$ . Ceci est illustré sur la figure IV.18 pour laquelle on peut voir sur le diagramme de diffraction associé, outre les spots liés aux macles, les taches liées à la martensite  $\alpha'$  et  $\varepsilon$ .

Les microstructures caractéristiques ainsi décrites, un bilan des modes de transformation observés dans le cas quasi-statique et à grande vitesse sera présenté pour chaque nuance donnée.

### IV.2.1 Influence de la température

#### IV.2.1.1 Cas de l'acier 301LN

La vitesse de traction utilisée pour la déformation de ces éprouvettes est de  $5, 2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . A  $23^\circ\text{C}$  et pour des faibles taux de déformation (2% et 5%), on observe simultanément des grains contenant de nombreuses dislocations (parfaites) dans lesquels de la martensite  $\alpha'$  est formée et des grains d'austénite présentant peu de dislocations. On a donc une déformation hétérogène à l'échelle locale. L'accroissement du taux de déformation et donc de l'énergie



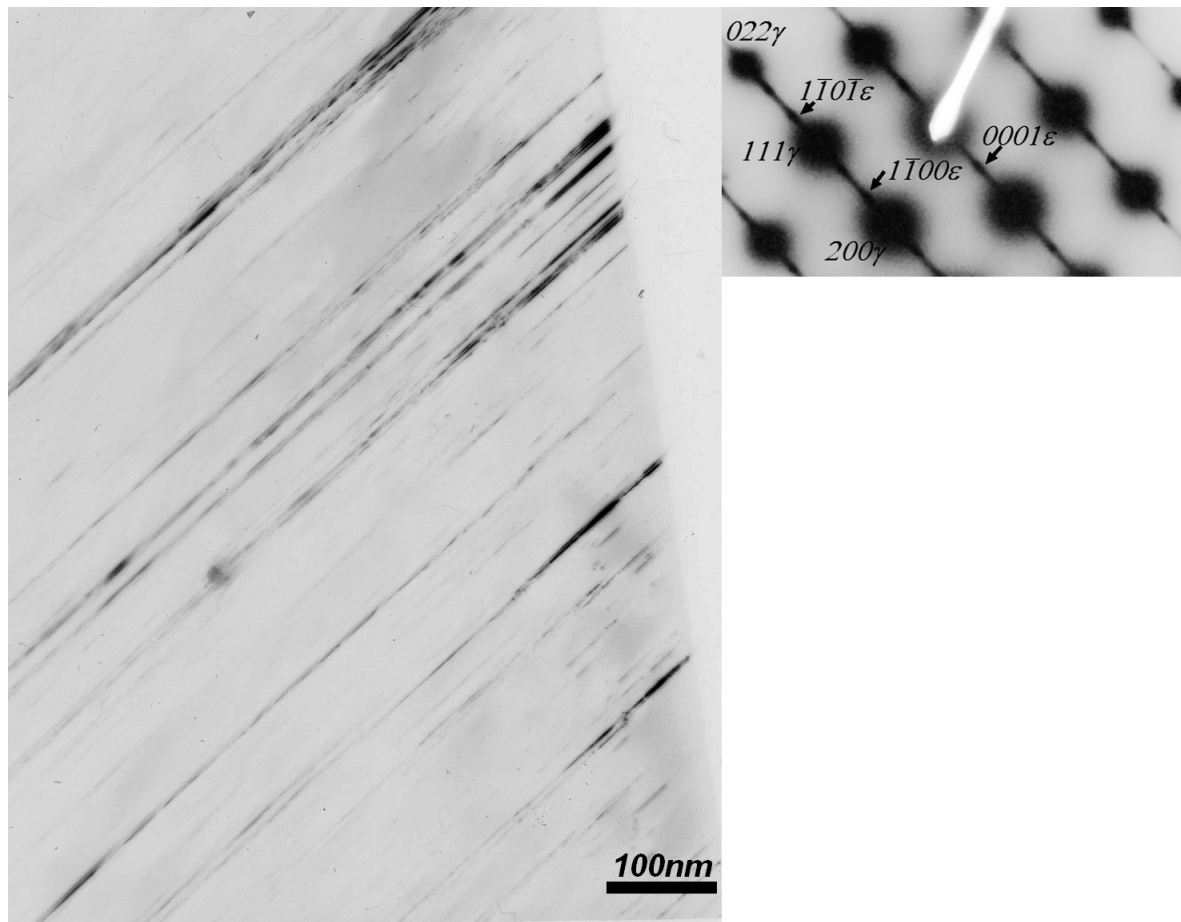
**Fig. IV.16** – Formation de martensite  $\alpha'$  dans la matrice austénitique dans l'alliage 301LN. Image en champs clair d'une lame mince déformée de 30% à 23°C et  $5.10^{-4}s^{-1}$  ; cliché de diffraction d'axe de zone  $[01\bar{1}]_{\gamma}$ .

mécanique apportée, entraîne une augmentation de la proportion de fautes d'empilement. Aux fortes déformations, les seules phases  $\gamma$  et  $\alpha'$  ont été identifiées, cette dernière phase se situant à l'intersection de deux systèmes de glissement (figure IV.16).

La même analyse à la température de -40°C a été effectuée et on note la présence de quelques lamelles de martensite  $\varepsilon$  pour une déformation importante (30% de déformation). La figure IV.19 présente le bilan des microstructures obtenues en cours de déformation avec l'influence d'une baisse de température sur les modes de déformation. On retrouve pour les deux températures les mêmes types de microstructures, essentiellement une formation de martensite  $\alpha'$  avec une augmentation de la proportion de fautes d'empilement ainsi que la formation de macles mécaniques aux déformations importantes.

#### IV.2.1.2 Cas de l'acier 201

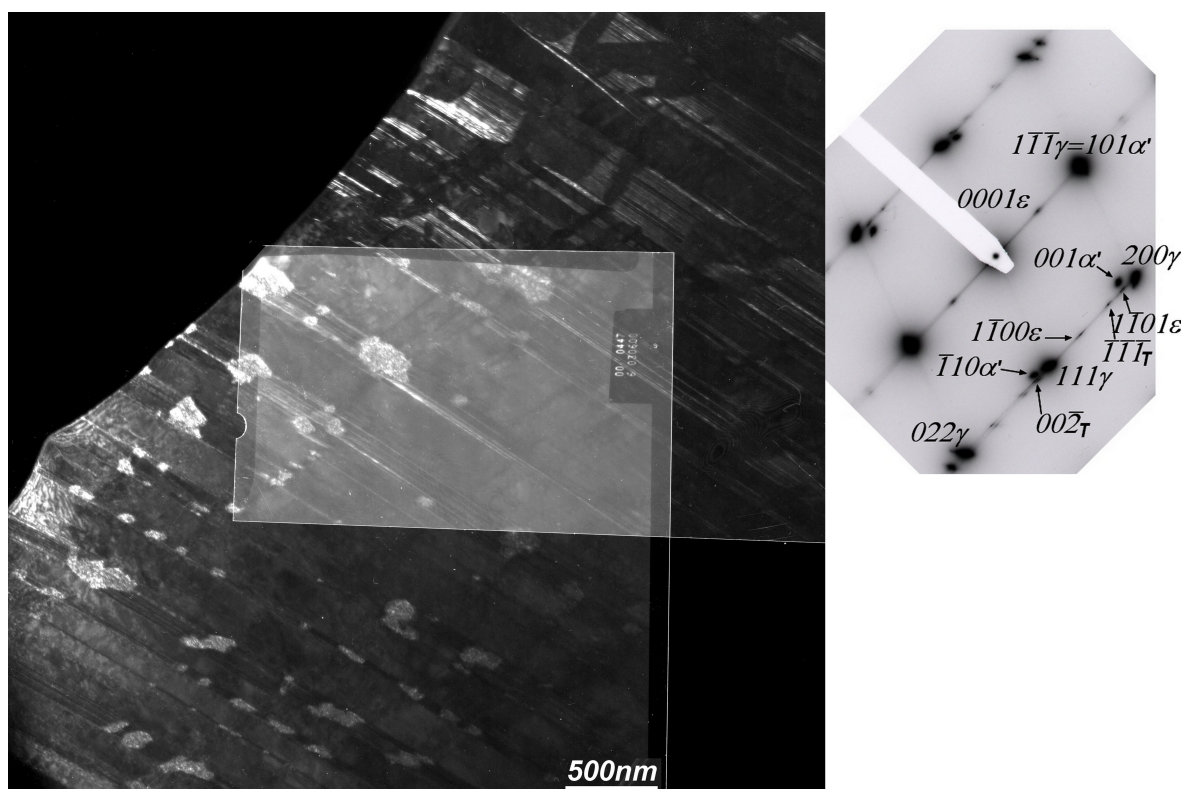
Les conditions d'observation pour le grade précédent ont été conservées : deux températures d'essais, 23°C et -40°C à la vitesse de déformation de  $5.2.10^{-4}s^{-1}$ . La figure IV.20 résume les microstructures observées. La nuance 201 étant plus stable, la martensite  $\alpha'$  est formée à des taux de déformation plus élevés que dans le cas de l'acier 301LN. De plus, on constate une forte propension à la formation de martensite  $\varepsilon$  ainsi que des macles (ces dernières sont formées à plus fortes déformations, environ 20%). Cette tendance est probablement liée au fait que le grade 201 présente une énergie de faute d'empilement plus faible et donc la formation de défauts planaires y est favorisée. A la différence de l'alliage 301LN, les microstructures présentent une certaine homogénéité sur l'ensemble des grains. La germination de  $\alpha'$  se produit toujours préférentiellement à l'intersection de bandes de  $\varepsilon$ .



**Fig. IV.17** – Formation de martensite  $\varepsilon$  dans la matrice austénitique dans l’alliage 201. Image en champs sombre d’une lame mince déformée de 10% à 23°C et  $50\text{s}^{-1}$ ; cliché de diffraction d’axe de zone  $[01\bar{1}]_{\gamma}$  (la tâche  $0001_{\varepsilon}$  apparaît par double diffraction). D’après B. Viguié, ENSCIET Toulouse, 2008.

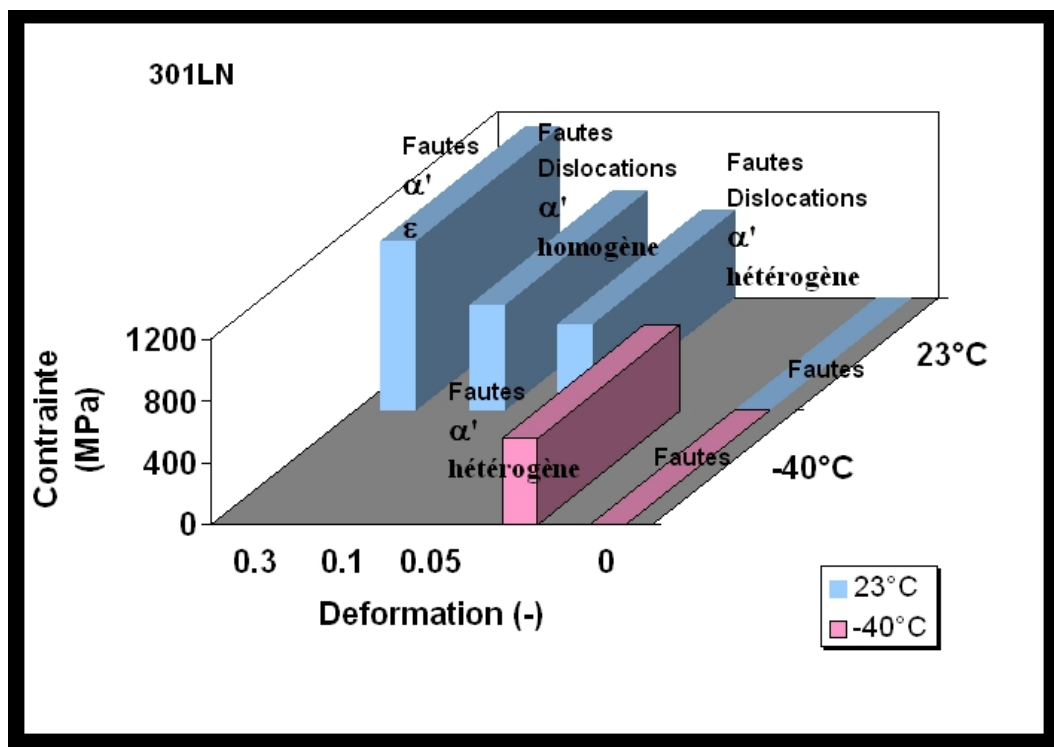
#### IV.2.2 Influence de la vitesse de déformation

Les essais à grandes vitesses de déformation pouvant être interrompus grâce à la technique décrite au chapitre III, des états de déformation intermédiaires ont pu être analysés par MET. Les taux de déformation varient autour de 10% pour une vitesse de déformation de  $50\text{ s}^{-1}$ . On compare sur la figure IV.21 les microstructures formées dans chaque alliage. Les défauts planaires ( $\varepsilon$  et macles) prépondérants dans l’acier 201 à vitesse quasi-statique, se forment également aux grandes vitesses. Ils semblent même présents dans une proportion plus grande. La multiplication de ces systèmes favorise la formation de martensite  $\alpha'$  à leur intersection. Des germes ont été détectés même pour des taux de déformation très faibles. Pour l’alliage 301LN, l’accroissement de la vitesse de déformation favorise la formation de lamelles de macles et de phase  $\varepsilon$ , microstructures absentes lors d’essais à vitesse lente. Il y a donc une formation accrue de ce type de structure dans le régime des très grandes vitesses de déformation. Ces résultats rejoignent ceux obtenus par Talonen [(Talonen, 2007)] sur une nuance 304. De plus, ils confirment l’hypothèse utilisée dans le modèle de Ferreira [(Ferreira *et al.*, 2004)]; l’énergie d’activation des dislocations partielles est plus faible lorsque la vitesse augmente, ainsi la formation de défauts planaires est favorisée car énergétiquement moins

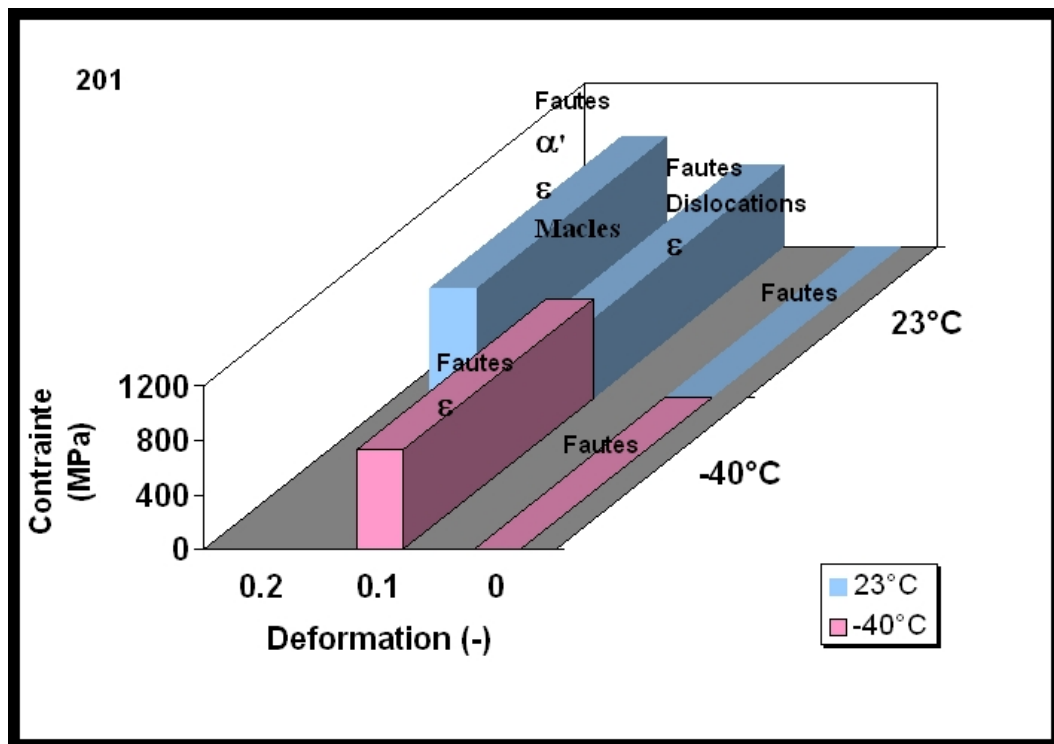


**Fig. IV.18** – Microstructures de déformation dans la matrice austénitique de l'acier 201. Lamé déformée de 20% à 23°C et  $5.10^{-4}s^{-1}$  ; présence de lamelles de martensite  $\varepsilon$  intercalées de macles (cliché du haut) et formation de martensite  $\alpha'$  à l'intersection de deux systèmes de  $\varepsilon$  (cliché du bas).

coûteuse que la germination de phase  $\alpha'$ .

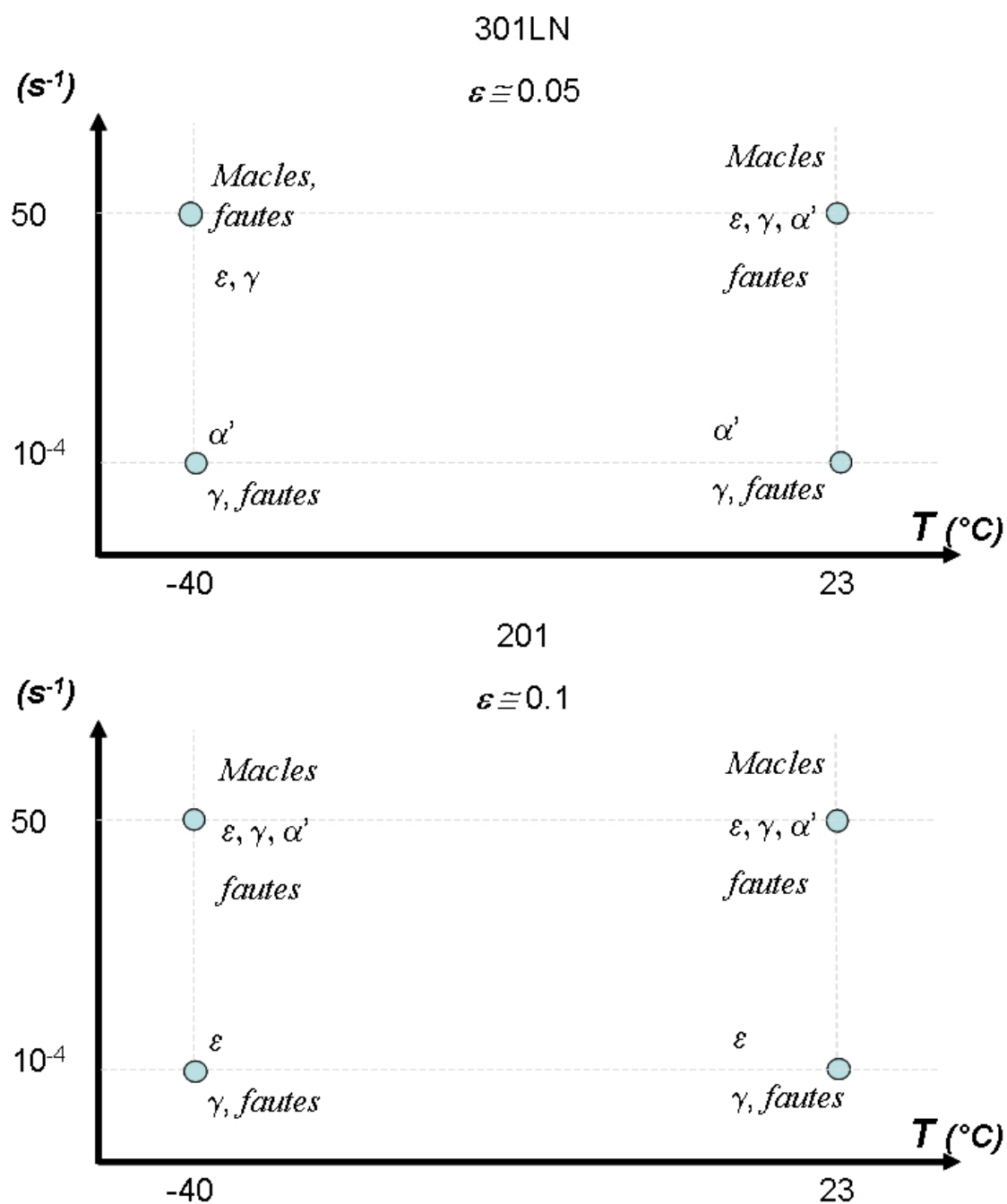


**Fig. IV.19** – Microstructures de déformation observées dans l'alliage 301LN en fonction du taux de déformation et de la température.



**Fig. IV.20** – Microstructures de déformation observées dans l'alliage 201 en fonction du taux de déformation et de la température.





**Fig. IV.21** – Microstructures de déformation observées dans les alliages 301LN et 201 en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Forte présence de défauts planaires.

### IV.2.3 Conclusion partielle

La transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  s'effectue préférentiellement à l'intersection des bandes de glissement. C'est le mécanisme prépondérant observé dans l'alliage 301LN ; celui-ci varie peu dans le domaine de température considéré  $[-40^{\circ}\text{C} ; 23^{\circ}\text{C}]$ . On remarque aussi pour cet alliage, que l'hétérogénéité des microstructures correspond au domaine de déformation  $[0, 10\%]$ . Or ce domaine correspond également à celui pour lequel un palier a été observé sur la courbe de traction à basse température. Un mode de déformation supplémentaire existe dans le cas de l'acier 201. Dans cet alliage, on observe de surcroît la formation de macles mécaniques et de martensite  $\varepsilon$ . Cette occurrence plus élevée des défauts planaires suggère que l'énergie de faute d'empilement de l'acier 201 est plus faible que celle du 301LN. Si une variation de température ne change pas les modes de transformation, une augmentation de la vitesse au contraire, a un impact important sur les microstructures formées. En effet la formation de défauts planaires est favorisée et ce pour les deux nuances considérées.

## IV.3 Identification des phases formées

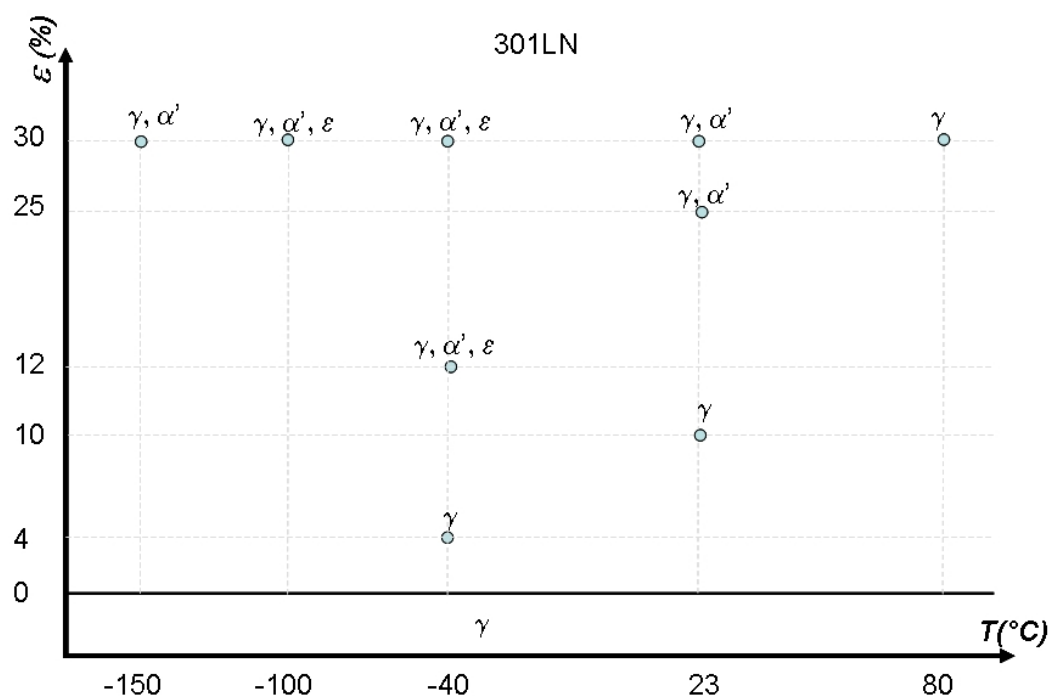
### IV.3.1 Nature des phases

Les phases formées en cours de déformation et dans les différentes conditions thermomécaniques ont été identifiées par diffraction des rayons X. Les résultats sont résumés schématiquement par les figures IV.22 à IV.26 ; les diagrammes de diffraction ayant servi pour construire ces figures sont donnés en annexe C.2.

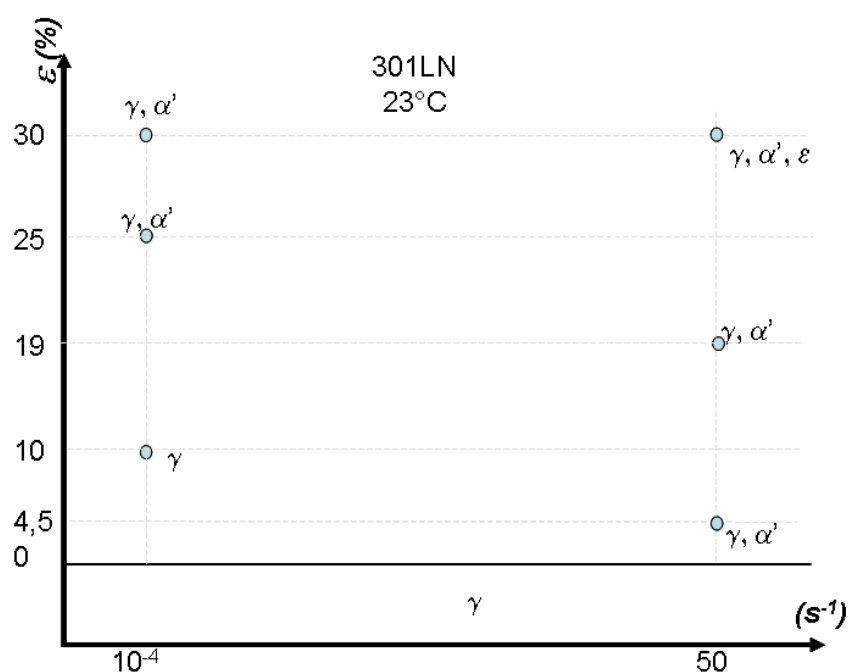
Le domaine de température investigué est plus large que celui des observations par MET et l'analyse effectuée lorsqu'on fait varier la température montre une différence dans la nature des phases formées. Dans le cas de la nuance 301LN (figure IV.22), la séquence de transformation est  $\gamma \rightarrow \alpha'$  à température ambiante ; à plus basse température ( $-40^{\circ}\text{C}$  et  $-100^{\circ}\text{C}$ ) on voit apparaître la phase  $\varepsilon$  pour des déformations importantes. Une variation de la vitesse de déformation ne modifie pas ce schéma, la phase  $\varepsilon$  ne se forme qu'après des taux de déformation importants (figure IV.23).

Dans la nuance 201, l'occurrence de la phase  $\varepsilon$  est plus importante, cette phase apparaît dès 10% de déformation à température ambiante et pour toutes les basses températures testées (figure IV.24). Les résultats rapportés dans la littérature [(Blanc *et al.*, 1973), (Mangonon et Thomas, 1970)] pour des aciers similaires évoquent la séquence de transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  où  $\varepsilon$  est une phase intermédiaire consommée au profit de la formation de  $\alpha'$ . La quantification des trois phases au moyen de la détection par DRX présentant une certaine difficulté, l'amplitude relative des pics associés à chacune des phases reste la seule indication sur la proportion des phases. Le détail des diagrammes de diffraction de l'acier 201 déformé à  $23^{\circ}\text{C}$  à des taux de 10%, 20% et 30% (annexe C.2), montre que le pic correspondant au plan  $(101)_{\varepsilon}$  de l'échantillon déformé à 20% est au-dessus du pic du même plan pour l'échantillon déformé à 30% (figure IV.25). Ce résultat va dans le sens des auteurs précédents, mais la précision sur l'amplitude des pics de diffraction très médiocre ne permet pas d'affirmer avec certitude que  $\varepsilon$  est une phase intermédiaire. Lorsqu'on fait varier la vitesse, il a été impossible de mettre en évidence par DRX, la présence de la phase  $\varepsilon$  (figure IV.26). En effet, aucun pic caractéristique n'a pu être distingué.

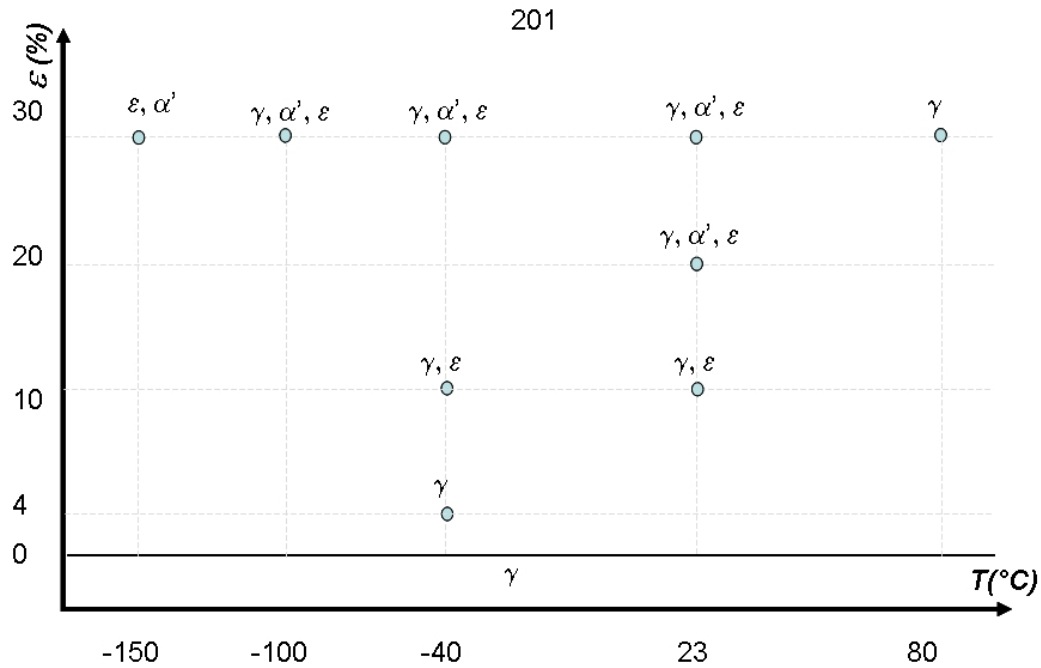
Les résultats obtenus par observation MET n'indiquent pas d'influence de la température



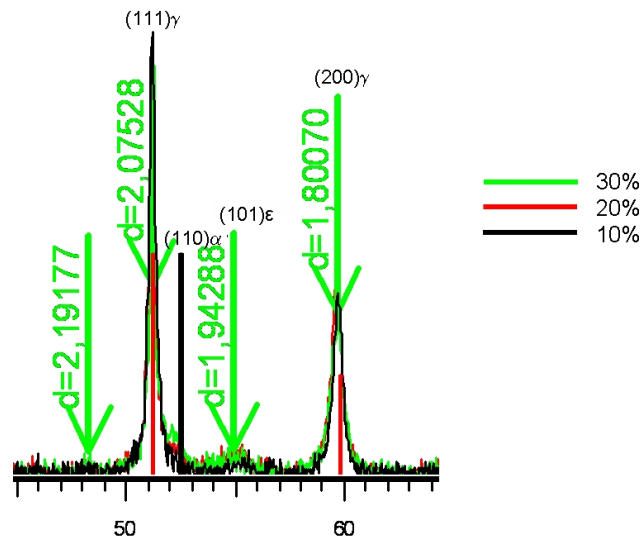
**Fig. IV.22** – Détection des phases formées par DRX pour l'alliage 301LN déformé à différentes températures à  $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4} s^{-1}$ ; séquence de transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .



**Fig. IV.23** – Détection des phases formées par DRX pour l'alliage 301LN déformé à grande vitesse à 23°C ( $\dot{\varepsilon} = 50 s^{-1}$ ); comparaison avec les phases formées en sollicitation quasi-statique.

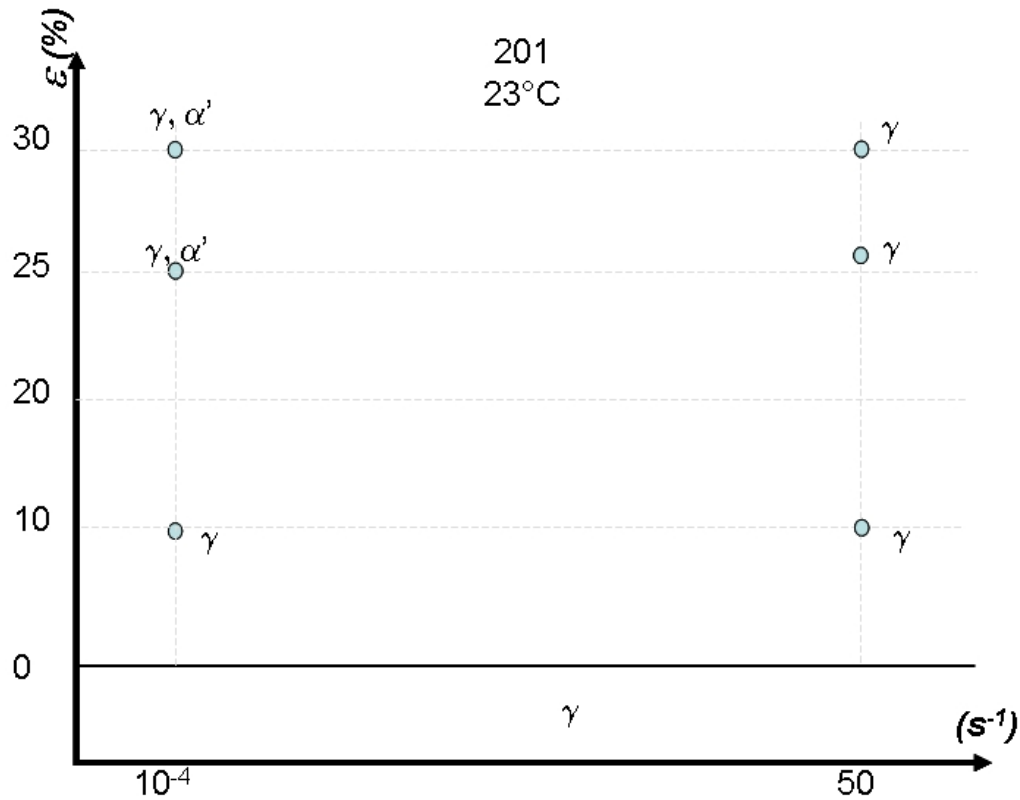


**Fig. IV.24** – Détection des phases formées par DRX pour l'alliage 201 déformé à différentes températures à  $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4}s^{-1}$  ; séquence de transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ .



**Fig. IV.25** – Détails des diagrammes de diffraction d'échantillons d'acier 201 déformés de 10%, 20% et 30% à 23°C ( $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4}s^{-1}$ ) ; le pic du plan (101)<sub>ε</sub> est maximal pour une déformation de 20% puis décroît pour 30%.

sur les microstructures formées car le domaine de température est insuffisant ( $[-40^{\circ}\text{C}; 23^{\circ}\text{C}]$ ). L'analyse par DRX dans le domaine  $[-100^{\circ}\text{C}; 80^{\circ}\text{C}]$  met cependant en évidence que lorsqu'on favorise la transformation, soit par apport d'énergie mécanique (grande déformation) soit par abaissement de l'énergie d'activation (température basse), il y a formation de macles et de martensite  $\varepsilon$ . De même l'augmentation de la vitesse de déformation favorise l'apparition des mêmes défauts planaires. On pressent aussi un effet important de la vitesse de déformation



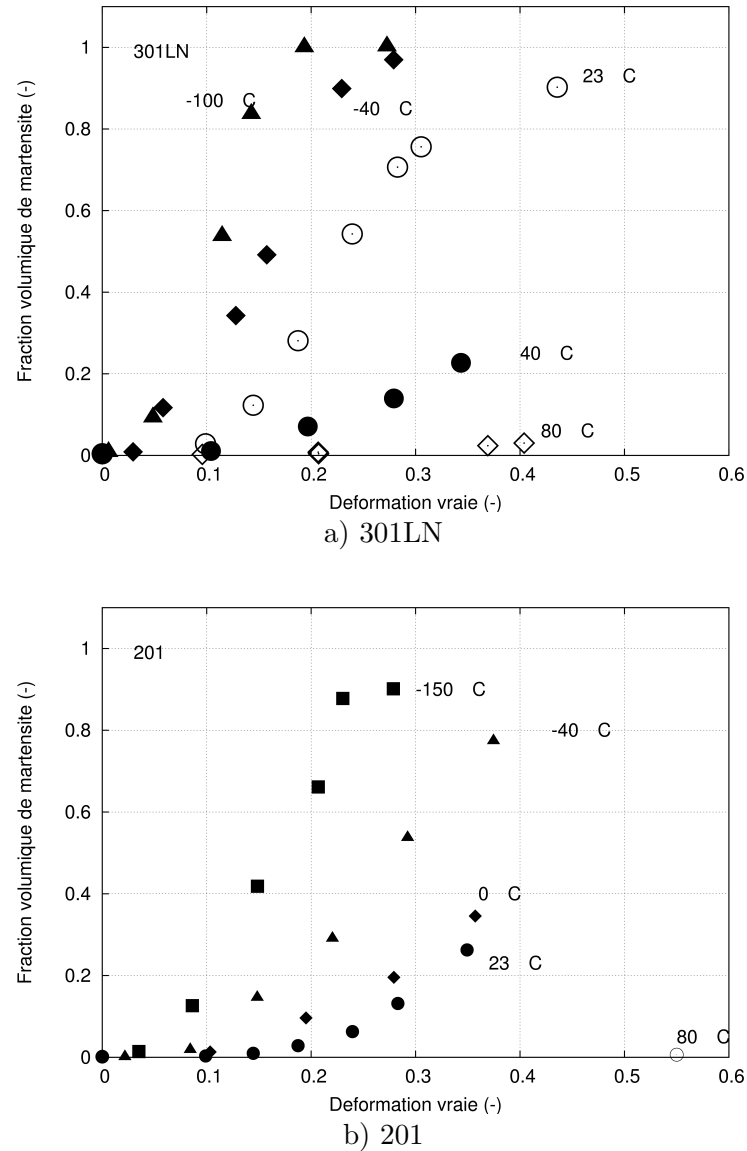
**Fig. IV.26** – Détection des phases formées par DRX pour l’alliage 201 déformé à grande vitesse à 23°C ( $\dot{\varepsilon} = 50s^{-1}$ ) ; comparaison avec les phases formées en sollicitation quasi-statique ( $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4}s^{-1}$ ).

sur la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

### IV.3.2 Quantification de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$

Grâce à la méthode de dosage magnétique à saturation, l’évolution de la proportion de martensite  $\alpha'$  sous les diverses sollicitations mécaniques a pu être suivie. On obtient les courbes de la figure IV.27. La valeur pour laquelle on n’observe plus de formation de martensite  $\alpha'$ ,  $Md$ , se situe vers 80°C. Par interpolation des courbes obtenues, la courbe théorique tracée pour  $T = 30^\circ C$  dans le cas de l’acier 301LN et celle obtenue à  $T = -40^\circ C$  pour l’alliage 201, permettent d’estimer  $Md_{30}(301LN) \simeq 30^\circ C$  et  $Md_{30}(201) \simeq -40^\circ C$ . Comparativement aux valeurs calculées au chapitre III.1.2 en utilisant la formule II.8, on a un écart de  $\pm 10^\circ C^2$ . On peut aussi noter qu’une inflexion sur les courbes de traction est une manifestation visible de la transformation martensitique mais celle-ci est non suffisante pour attester de la présence de phase  $\alpha'$ , au vu des quantités de martensite  $\alpha'$  relevées dans l’acier 201 à 23°C. Ces valeurs étant plus faibles que celles obtenues dans le cas de l’alliage 301LN, on ne peut attribuer les capacités de renforcement de cet alliage à la seule transformation martensitique. En effet, la multiplication des défauts planaires dans cet alliage participe de façon importante à l’augmentation de sa résistance mécanique.

<sup>2</sup>On avait trouvé au chapitre III.1.2,  $Md_{30}(301LN)=23^\circ C$  et  $Md_{30}(301LN)=-30^\circ C$ .

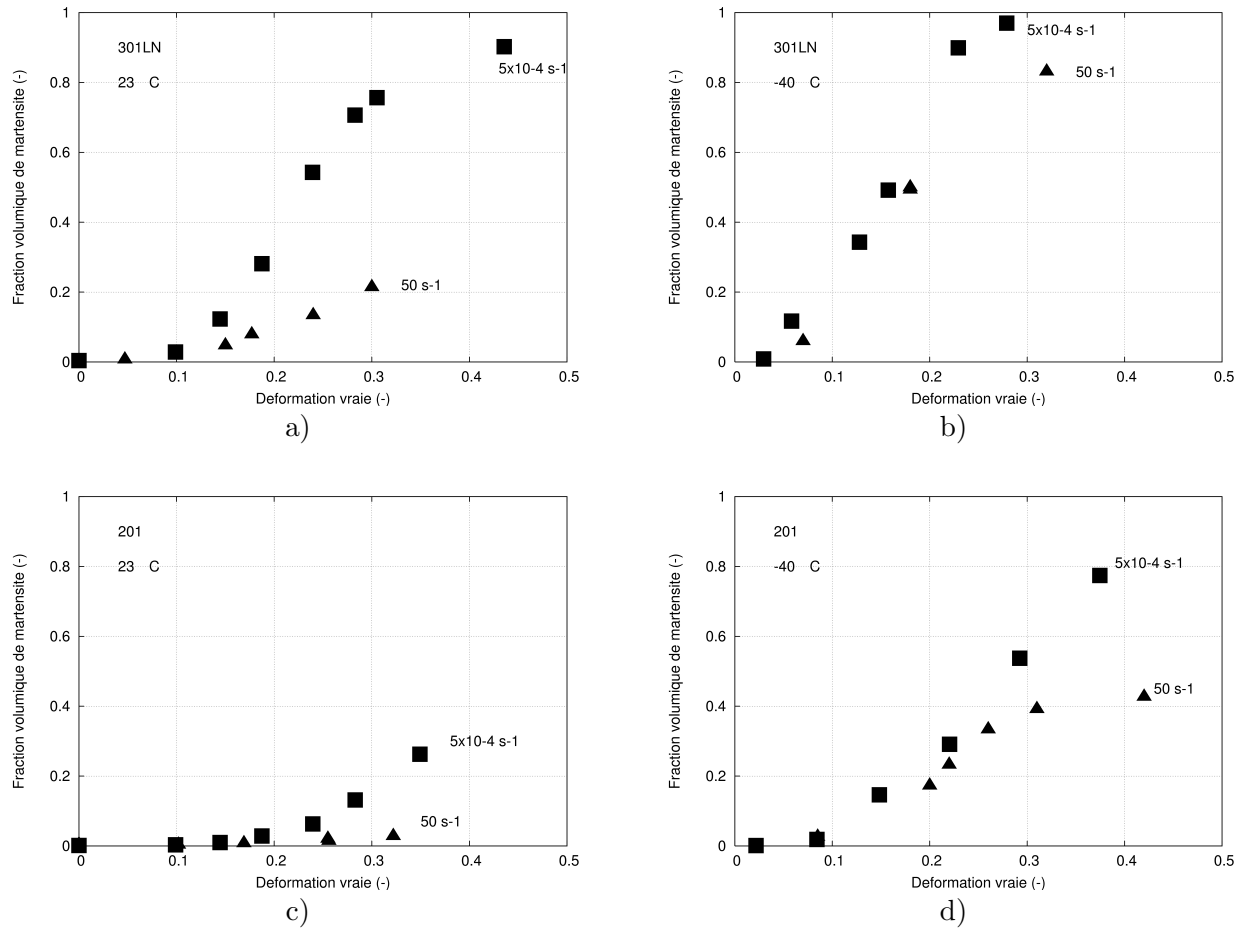


**Fig. IV.27** – Cinétique de transformation martensitique en fonction de la température des aciers a) 301LN; les déformations pour les températures en dessous de  $-40^{\circ}\text{C}$  ne sont pas homogènes et b) 201. Conditions d'essais quasi-statiques.

Les mêmes courbes de transformation, ont été tracées pour une vitesse de déformation de  $50\text{ s}^{-1}$ , à  $23^{\circ}\text{C}$  et  $-40^{\circ}\text{C}$  (figure IV.28).

Par comparaison avec les courbes obtenues en déformation quasi-statique, on note une forte décroissance de la proportion de martensite  $\alpha'$  formée. On peut imaginer pour le justifier que l'élévation de température est telle que la transformation est inhibée. Cette hypothèse peut être vérifiée si on connaît la température de l'éprouvette tout au long d'un essai. Pour quantifier l'échauffement dans l'éprouvette au cours d'un essai à  $23^{\circ}\text{C}$ , des thermocouples<sup>3</sup>

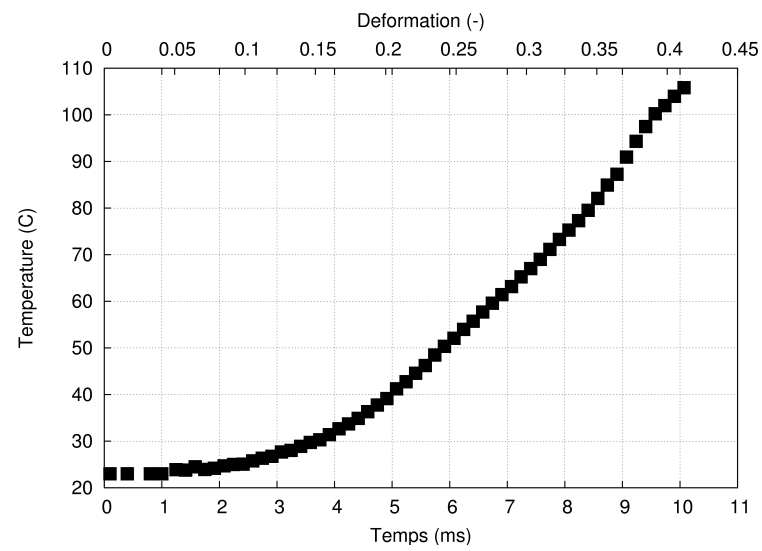
<sup>3</sup>La durée d'un essai à grande vitesse est d'environ 10ms. Afin d'avoir une vitesse d'acquisition suffisamment élevée pendant l'essai, des thermocouples de diamètre  $20\mu\text{m}$  ont été utilisés. Le temps de réponse a été estimé en utilisant la formule  $t_{95\%} = \frac{25d_t^2\lambda_t}{\pi D_s\lambda_s}$  [(Tanguy, 2001), (Hening et Parker, 1968)] où  $t_{95\%}$  est le temps de réponse pour un signal à 95% stationnaire (s),  $\lambda_s$  est le coefficient de conductibilité thermique de l'éprouvette ( $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ),  $\lambda_t$  est le coefficient de conductibilité thermique du fil de thermocouple ( $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ),  $D_s$  est



**Fig. IV.28** – Cinétique de transformation à grande vitesse de déformation à  $50 \text{ s}^{-1}$  pour les alliages a) 301LN à  $23^\circ\text{C}$ , b) 301LN à  $-40^\circ\text{C}$  et c) 201 à  $23^\circ\text{C}$ , d) 201 à  $-40^\circ\text{C}$ . Dans tous les cas, la comparaison est faite avec les essais réalisés en quasi-statique ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).

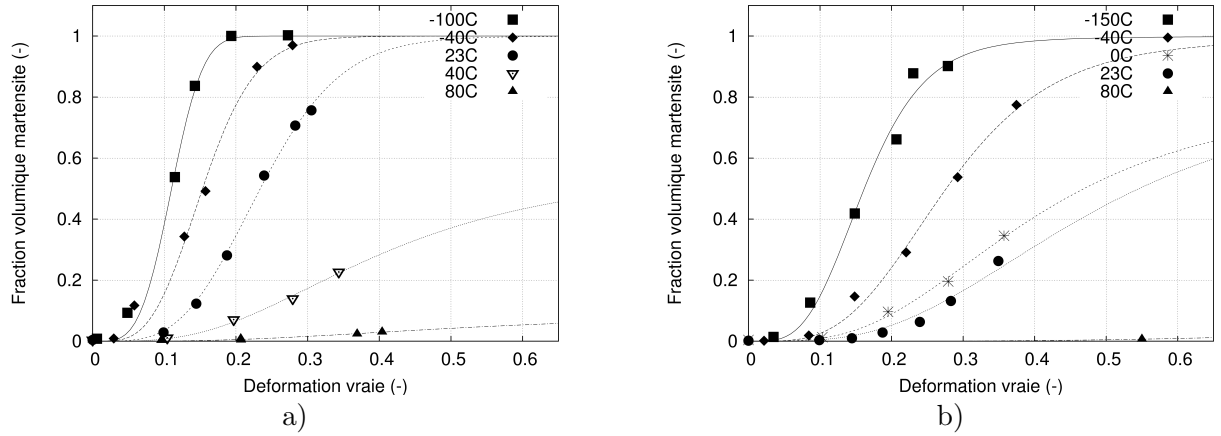
ont été soudés sur le fût d'une éprouvette de 301LN. La figure IV.29 indique une élévation de température jusqu'à  $110^\circ\text{C}$  avec un changement de pente durant la deuxième moitié de l'essai, après environ 4 ms (autour de  $40^\circ\text{C}$ ). Si on se place dans les conditions isothermes à cette même température (figure IV.27.a), on note que presque 20% de martensite  $\alpha'$  a été formée à  $40^\circ\text{C}$  pour l'acier 301LN. L'influence d'un échauffement adiabatique ne débutera donc qu'au-delà de 20% de déformation. Or on mesure presque 10% de martensite  $\alpha'$  formée pour  $\varepsilon = 0,2$  à  $50 \text{ s}^{-1}$  et  $23^\circ\text{C}$ . On peut alors supposer que l'échauffement dû à une vitesse de déformation élevée n'est pas sans influence sur la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . L'élévation de température a également été mesurée pour l'alliage 201 et on trouve une variation semblable à celle trouvée pour l'acier 301LN, mais seuls les résultats obtenus pour ce dernier alliage sont présentés, car c'est celui pour lequel il y a une formation significative de martensite.

le coefficient de diffusivité de l'éprouvette ( $\text{m}^2 \text{ s}^{-1}$ ),  $d_t$  est le diamètre du fil de thermocouple (m). On trouve  $t_{95\%} \simeq 0,05 \text{ ms}$ .



**Fig. IV.29** – Mesure de l'élévation de température dans l'alliage 301LN au cours d'un essai à  $\dot{\epsilon} = 50s^{-1}$ ; température d'essai = 23°C.





**Fig. IV.30** – Modélisation par la loi d'Olson et Cohen [(Olson et Cohen, 1975)] de la cinétique de transformation martensitique en fonction de la température des aciers a) 301LN et b) 201.

## IV.4 Modélisation de la cinétique de transformation

### IV.4.1 Modèle à base physique : loi de Olson et Cohen

C'est le modèle le plus communément utilisé pour représenter l'évolution de la quantité de martensite en fonction de la déformation. Il a été décrit au chapitre II.5.1. Appliqué à nos alliages, on trouve les courbes tracées figure IV.30. Ce modèle donne une bonne description de l'évolution de la cinétique de transformation, les courbes simulées étant en parfait accord avec les valeurs expérimentales. On a aussi tracé les évolutions des paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  de la loi d'évolution  $f_{\alpha'} = 1 - \exp[-\beta(1 - \exp(-\alpha \cdot \varepsilon))^{4,5}]$  (cf. chapitre II.5.1) en fonction de la température (figure IV.31). Les paramètres physiques  $\alpha$  (lié à la vitesse de formation d'intersection de bandes de cisaillement) et  $\beta$  (lié à la probabilité de germination d'un embryon de martensite  $\alpha'$ ) devraient croître lorsque la température baisse ; c'est le résultat observé pour la nuance 301LN pour les deux paramètres. Mais dans le cas de l'alliage 201, on remarque que l'évolution du paramètre  $\beta$  est non monotone. La probabilité qu'une intersection de bandes soit « fertile » (donc conduisant à la formation d'un embryon de martensite) n'est pas linéairement liée à un abaissement de température. L'hypothèse de formation de martensite par intersection de bandes de cisaillement serait insuffisante pour décrire le mécanisme de germination dans le cas de l'acier 201.

### IV.4.2 Modèle à base thermodynamique

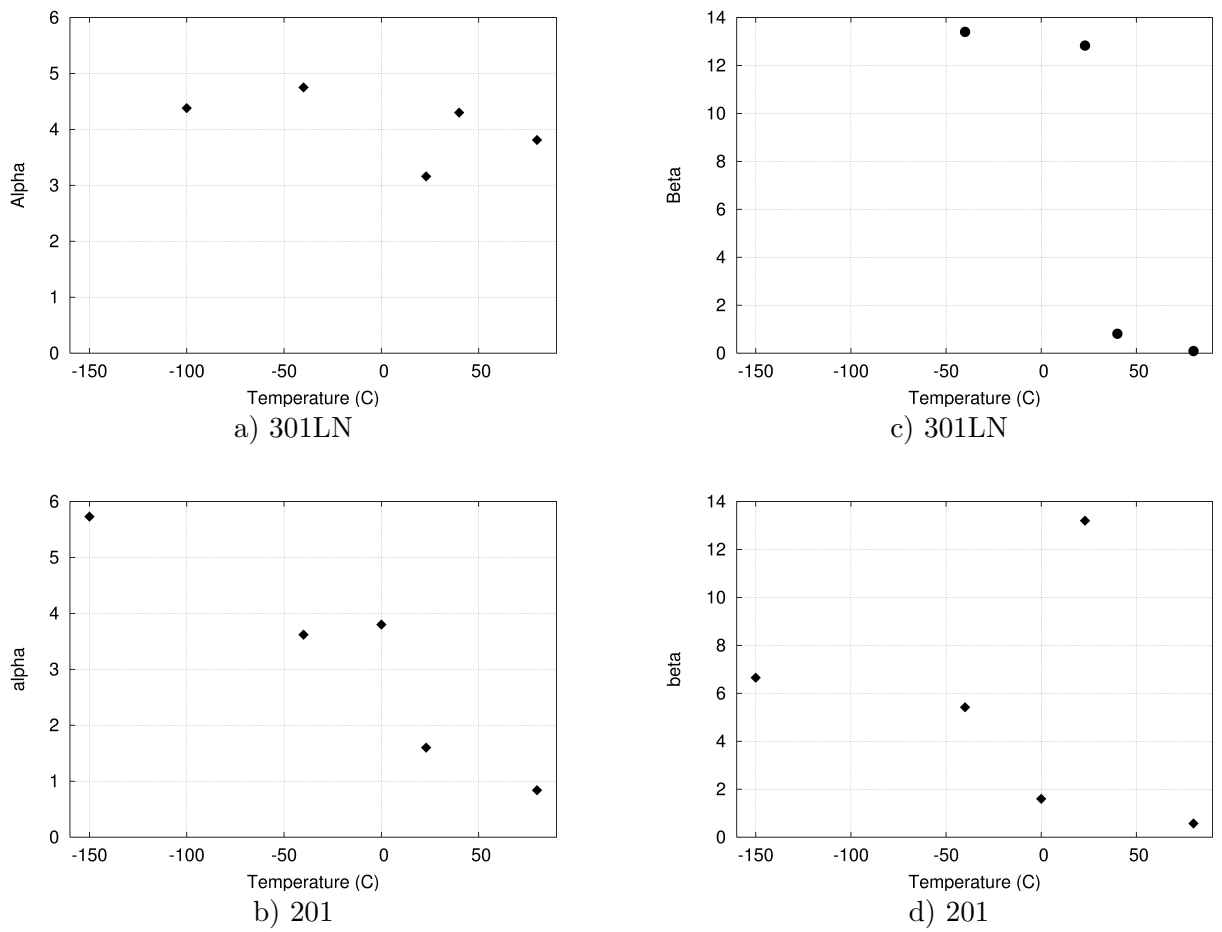
Une approche thermodynamique basée sur le modèle de transformation par diffusion de Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami [(Avrami, 1939)] a été utilisée. La fraction volumique de phase formée s'écrit :

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp(-k(\varepsilon_{eq}^p)^n) \quad (\text{IV.3})$$

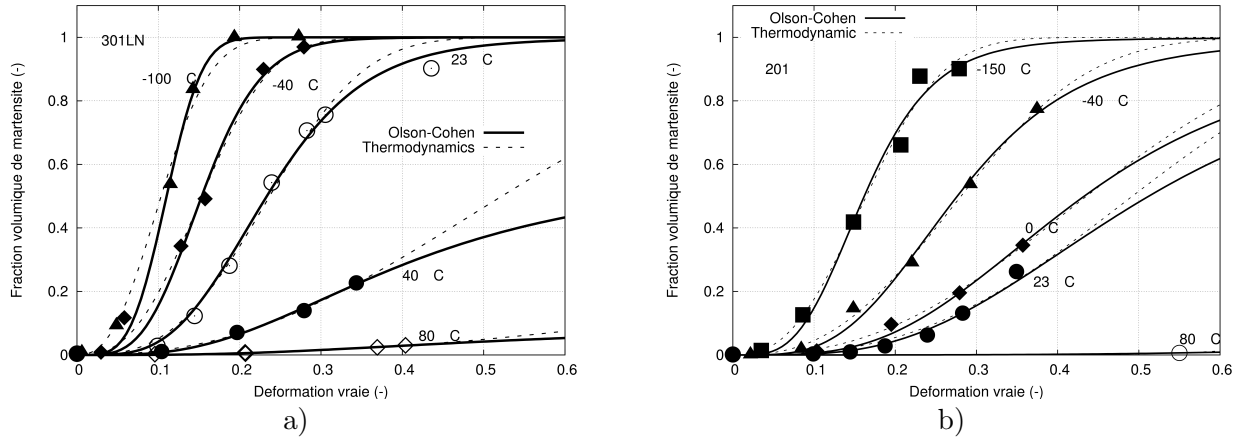
Le paramètre  $n$  est une variable ajustable et  $k$  va dépendre à la fois de l'énergie libre nécessaire à la transformation et de la pression appliquée [(Radu, 2005)]. On a :

$$k = \lambda \Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} \cdot (1 + \delta \cdot P) \quad (\text{IV.4})$$

Dans l'équation IV.4, les paramètres utilisés sont décrits comme suit :



**Fig. IV.31** – Evolution des paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  de la loi de transformation d'Olson et Cohen en fonction de la température pour les aciers 301LN et 201



**Fig. IV.32** – Modélisation par la loi thermodynamique de la cinétique de transformation martensitique en fonction de la température des aciers a) 301LN et b) 201.

$\lambda$  est un coefficient de proportionnalité indépendant de la température.

$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  est une fonction linéaire de la température qui s'écrit  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \Delta G_0 \cdot (1 - \gamma \cdot T)$ .

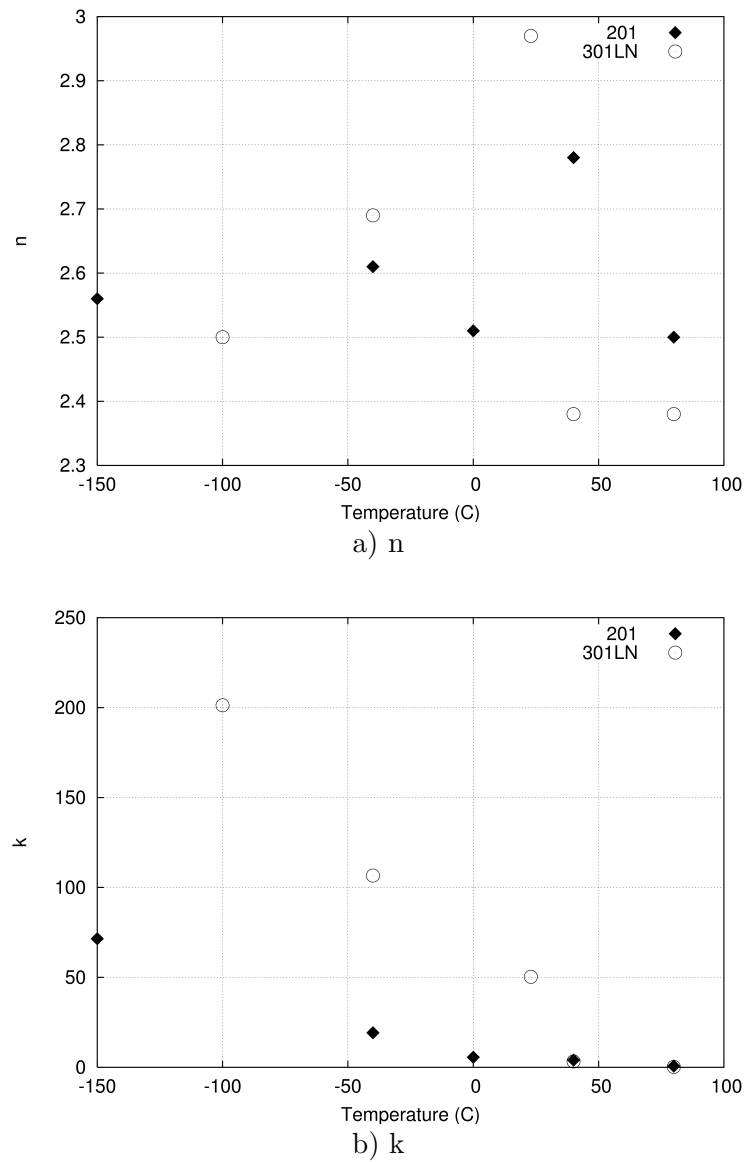
$P$  est la pression moyenne et vaut  $P = \tau \cdot \sigma_{eq}$  où  $\tau$  est le taux de triaxialité des contraintes et  $\sigma_{eq}$ , la contrainte équivalente au sens de von Mises.

On obtient alors la loi à cinq paramètres suivante :

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp\left(-\lambda \Delta G_0 \cdot (1 - \gamma \cdot T) \cdot (1 + \delta \cdot P)(\varepsilon_{eq}^p)^n\right) \quad (IV.5)$$

La variation avec la température de  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  (cf. figure III.2 du chapitre III.1.3) permet d'identifier les coefficients  $\Delta G_0$  et  $\gamma$ . Il ne reste alors que  $\lambda$ ,  $\delta$  et  $n$  comme coefficients à identifier. La figure IV.32 donne les résultats obtenus en modélisant par cette loi les cinétiques de transformation des alliages 301LN et 201. Une comparaison avec la loi proposée par Olson et Cohen est effectuée. On note une bonne corrélation du modèle avec les valeurs expérimentales pour les deux modèles. Cependant le modèle thermodynamique prévoit des quantités de martensite plus élevées pour les grandes déformations.

Le paramètre  $n$  varie peu avec la température et reste proche de la valeur 2,5 comme on peut le constater sur la figure IV.33. Cette valeur a été indiquée par Christian [(Christian, 1965)] pour une transformation par diffusion pilotée par la germination avec croissance continue bidimensionnelle d'embryon de petite dimension. Quant au paramètre  $k$ , sa variation avec la température est monotone décroissante, i.e.  $k$  est élevé aux basses températures. Ce qui est logique car l'énergie nécessaire à la transformation est d'autant plus faible que la température est basse. L'avantage de ce modèle est son indépendance vis à vis du mode de germination de la martensite et la possibilité de prendre en compte le type de chargement appliqué via le paramètre  $\delta$ .



**Fig. IV.33** – Variation avec la température des paramètres de la loi de cinétique thermodynamique a)  $n$  et b)  $k$ .

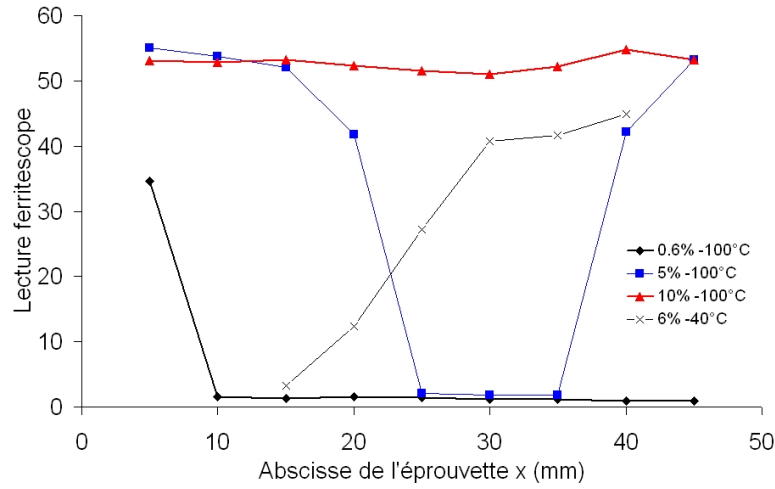
## IV.5 Discussion

L'étude du comportement en traction des deux alliages austénitiques montre que la nuance 201, plus stable, présente des propriétés aussi intéressantes que celles du 301LN. Elle possède même une ductilité plus importante que celle de l'alliage 301LN. A basse température, les taux de déformation restent importants et le pic de ductilité plus étalé laisse l'opportunité d'une gamme de température étendue pour la mise en forme. La substitution du Ni par le Mn dans l'acier 201 n'influence pas les valeurs de  $R_m$  ni d'énergie absorbée malgré la formation de phase  $\alpha'$  plus faible. Concernant l'acier 301LN, son aptitude à la déformation peut encore être améliorée par un contrôle plus minutieux des conditions d'élaboration de ce matériau, afin de réduire la formation d'inclusions résiduelles.

Les observations microstructurales effectuées permettent de corréler les structures formées en cours de déformation avec les caractéristiques mécaniques de traction. Ainsi on justifie l'instabilité plastique se produisant entre 0 et 10% de déformation sur la courbe de traction de l'alliage 301LN, par les hétérogénéités de déformation dans les grains austénitiques ; la transformation se produit alors de façon discontinue grain par grain. Des résultats similaires ont été rapportés dans la littérature [(Hedström *et al.*, 2007)] pour des fortes déformations dans un alliage 301. Une déformation est appliquée sur des échantillons laminés à divers taux et ces auteurs relèvent une courbe de transformation avec une évolution par palier. Ils attribuent cette transformation par palier à la croissance d'embryons de martensite  $\alpha'$  par transformation auto-catalytique. Cependant les niveaux de déformation pour lesquels ces paliers ont été relevés sont supérieurs à 20%. Pourtant le début de la transformation pour lequel le caractère autocatalytique de la transformation reste valable, ne présente pas de palier. Le passage d'un front de transformation est la cause la plus plausible des instabilités observées dans les deux cas. On n'a pas pu mesurer par dosage magnétique, la proportion de martensite formée durant la phase d'instabilité plastique présentée par les courbes de traction à basse température, dans les zones mates et brillantes d'une éprouvette déformée. Cette méthode de mesure nécessite des éprouvettes de longueur minimale 50mm. On s'est servi d'un ferrite scope pour évaluer la fraction volumique de martensite le long du fût d'éprouvettes d'alliage 301LN déformées à -40°C et 100°C dans la zone d'instabilité plastique. Des valeurs indicatives de fractions de martensite sont représentées en fonction de l'abscisse le long du fût de l'éprouvette déformée sur le graphe IV.34. On note une forte disparité des valeurs de martensite indiquées. D'un bout à l'autre de l'éprouvette, il peut exister des zones peu transformées ou à l'inverse des zones très transformées. Cela semble correspondre à la formation d'un ou de plusieurs fronts de transformation à partir de chaque extrémité de l'éprouvette se propageant. On remarque que pour l'éprouvette déformée de 10%, la proportion de martensite devient uniforme. On peut s'interroger sur le fait que la température n'influence pas la "longueur" du palier de déformation hétérogène.

La transformation pourrait alors être décrite par une phase de germination prépondérante qui correspond à la phase hétérogène de transformation (ou d'instabilité plastique), puis une phase de croissance prépondérante jusqu'à saturation dans l'échantillon ou rupture. Ces deux phases de germination-croissance correspondent aux deux dernières phases d'écrouissage présentées par les matériaux. Nos observations ne nous ont pas permis de vérifier l'hypothèse de percolation de la martensite évoquée par Talonen [(Talonen, 2007)].

La comparaison des modules d'écrouissage des deux matériaux montre que même en l'absence de toute transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (par exemple à 150°C), l'alliage 201 présente un écrouissage supérieur à celui du 301LN. La présence de nombreux défauts d'empilement



**Fig. IV.34** – Variation de la fraction de martensite le long d'éprouvettes (L= 50mm) de traction lors de la propagation d'une bande. Evaluation de la proportion de martensite par une échelle arbitraire.

dans cet alliage initialement et en cours de déformation favorise la formation de phase  $\varepsilon$ , et de ce fait augmente la résistance à l'écoulement dans cet alliage. Cette recrudescence de défauts planaires conjuguée à l'observation dès 23°C de multiples dislocations dissociées sont autant d'indices présumant d'une énergie de faute d'empilement plus faible dans cet acier comparativement au grade 301LN. Cette énergie n'a pas été mesurée au cours de cette étude mais la formule II.9 proposée par Schramm et Reed [(Schramm et Reed, 1975)] et donnée au chapitre II indique une valeur de 5,63 mJ/m<sup>2</sup> pour la nuance 301LN et 5,95 mJ/m<sup>2</sup> pour la nuance 201. Pickering [(?) ] propose une autre relation :

$$\Gamma_{EFE}(\text{mJ/m}^2) = 25,7 + 2(Ni) + 410(C) - 0,9(Cr) - 77(N) - 13(Si) - 1,2(Mn) \quad (\text{IV.6})$$

Cette formule tient en compte l'effet important du carbone et de l'azote et on obtient  $\Gamma_{EFE}(301LN) = 14,8 \text{ mJ/m}^2$  et  $\Gamma_{EFE}(201) = 29,2 \text{ mJ/m}^2$ . Contrairement aux valeurs trouvées en utilisant la formule proposée par Schramm et Reed, ces dernières valeurs sont plus proches de celles mesurées dans la littérature (voir tableau IV.1) même si la valeur calculée de  $\Gamma_{EFE}(201)$  est toujours inférieure à celle de  $\Gamma_{EFE}(301LN)$  contrairement à ce que laissent présager les observations. La variation d'EFE a été estimée pour les deux alliages au chapitre III. Les valeurs  $\frac{\Delta\Gamma_{EFE}}{\Delta T}(301LN) = 17,3 \text{ mJ/m}^2/\text{K}$  et  $\frac{\Delta\Gamma_{EFE}}{\Delta T}(201) = 15,2 \text{ mJ/m}^2/\text{K}$  ont été trouvées. Alors, si l'énergie de faute d'empilement moyenne est de 20 mJ/m<sup>2</sup>, une variation de 100°C conduit à une valeur de 5 mJ/m<sup>2</sup>. Des valeurs aussi faibles d'EFE entraînent l'accroissement observé de défauts planaires quand on abaisse la température.

Byun [(Byun, 2003)] propose un modèle simple pour la dissociation en deux parties d'une dislocation parfaite de ligne  $\vec{l}$ , de vecteur de Burgers  $\vec{b}$  et d'angle  $\theta$  (cf. figure IV.35). Les dislocations de Shockley sont séparées d'une distance  $d$  et leurs vecteurs de Burgers respectifs font un angle  $\theta_1$  et  $\theta_2$  avec  $\vec{b}$ . La distance  $d$  est donnée par la relation :

$$d = \frac{\mu b f(\theta_1, \theta_2)}{2\pi\Gamma_{EFE}(1 - R_\tau |\sin\theta_2 - \sin\theta_1|)} \quad (\text{IV.7})$$

$\mu$  est le module de cisaillement.

$f$  est une fonction représentant la résistance au mouvement des parties dans la direction  $\vec{x}$ .

Elle vaut  $f = \cos\theta_1 \cos\theta_2 + \frac{\sin\theta_1 \sin\theta_2}{1-\nu}$ .

Référence	Cr%	Ni%	autre %	$\Gamma_{EFE}$ mJ/m <sup>2</sup>
(Whelan, 1959)	18-20	8-11	C < 0,08	13
(Swann, 1963)	17,9	7,1	0,06C 0,11N	14
(Swann, 1963)	17,6	7,9	0,06C 0,04N	16
(Douglass <i>et al.</i> , 1964)	18,74	9,43	0,07C 0,6Si 1,56Mn	13 - 18
(Clément <i>et al.</i> , 1965)	16,6	9,5	0,028C	19
(Murr, 1969)	18,43	9,52	0,06C 1,05Mn 0,14Cu	21
(Latanision et Ruff, 1971)	18,3	10,7	0,005C	16,4
(Lecroisey et Pineau, 1972)	17,8	12	0,008C	25
(Abrassart, 1973)	18	7	0,18C	19

**Tab. IV.1** – Energies de faute d'empilement  $\Gamma_{EFE}$  d'alliages Fe-Cr-Ni-C.

$\nu$  est le coefficient de Poisson.

$\mathbf{b}$  est le module du vecteur de Burgers d'une dislocation partielle.

$R_\tau$  est une fonction de la contrainte et de l'énergie de faute d'empilement  $\Gamma_{EFE}$  qui s'écrit

$$R_\tau = \frac{\tau_c b}{2\Gamma_{EFE}}.$$

$\tau_c$  est la composante maximale du tenseur de cisaillement.

En l'absence d'activation thermique, la formation de microstructures initiées à partir de défauts d'empilement tels  $\varepsilon$ , sera favorisée par une dissociation totale; alors  $d$  tend vers l'infini et on a l'égalité :

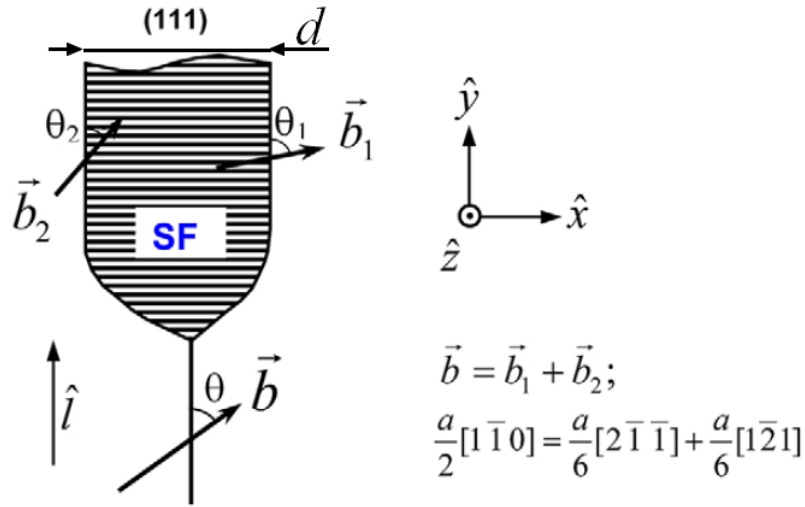
$$R_\tau = \frac{\tau b}{2\Gamma_{EFE}} = \frac{1}{|\sin\theta_2 - \sin\theta_1|} \quad (\text{IV.8})$$

D'après la construction vectorielle de la figure IV.36, on a les relations angulaires suivantes :  $\theta_1 = \theta - 30$  et  $\theta_2 = \theta + 30$ . Pour une dislocation parfaite de type vis, on a  $\vec{l}$  parallèle à  $\vec{b}$  et  $\theta = 0$ . Alors  $\theta_1 = -30^\circ$ ,  $\theta_2 = 30^\circ$  et l'équation IV.8 devient :

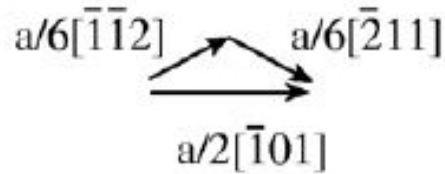
$$R_\tau = \frac{\tau_c b}{2\Gamma_{EFE}} = 1 \quad (\text{IV.9})$$

On déduit alors la contrainte de cisaillement  $\tau_c = \frac{2\Gamma_{EFE}}{b}$ . On a  $b = \frac{a}{\sqrt{6}}$  où  $a$  est le paramètre de maille évalué à 0,357 nm; alors  $b$  vaut 0,146 nm et en prenant  $\Gamma_{EFE} \cong 25.10^{-3}$  J/m<sup>2</sup>, on trouve une contrainte de 341 MPa. On imagine donc aisément que la contrainte critique d'apparition de phase  $\varepsilon$  se situe dans les mêmes ordres de grandeur. Le modèle de Taylor donne la relation entre la contrainte de cisaillement et la contrainte macroscopique appliquée :  $\tau_c = \frac{1}{M}\sigma_c$ , avec  $M \simeq 3$ . D'où une contrainte critique  $\sigma_c \simeq 1000$ . Ce qui est confirmé par les observations en MET pour l'alliage 201 à 23°C et dans les conditions de traction quasi-statique pour lesquelles on a relevé la présence de phase  $\varepsilon$  vers 625 MPa.

Les prévisions thermodynamiques des évolutions d'énergie de Gibbs  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  avec la température indiquent que la nuance 201 est plus stable que l'acier 301LN, confirmées par les cinétiques de transformation obtenues pour les deux alliages. La modélisation par la loi de Olson et Cohen est représentative des valeurs expérimentales de fraction volumique relevées. Le coefficient  $\alpha$  de cette loi est plus élevé pour l'acier 201. En effet, l'énergie de faute d'empilement estimée plus basse pour cet alliage favorise la formation de bandes de cisaillement et donc leur croisement. On pourrait alors penser à une germination de phase  $\alpha'$  plus aisée pour l'acier 201. Mais on constate aussi que le second paramètre  $\beta$  est moins



**Fig. IV.35** – Représentation schématique de la dissociation d’une dislocation parfaite dans le plan (111) en deux dislocations de Shockley par une composante de cisaillement  $\tau_{zx}$  de la contrainte [(Byun, 2003)].



**Fig. IV.36** – Représentation vectorielle d’une dislocation parfaite dissociée en deux dislocations de Shockley.

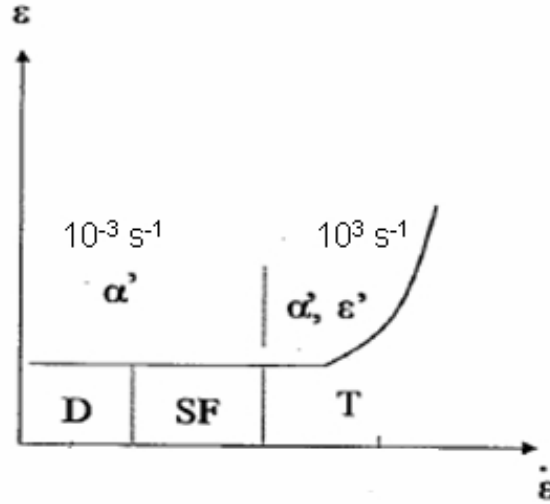
élevé pour ce matériau du fait de sa plus grande stabilité vis à vis de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

On a montré qu’une forte variation de la vitesse de sollicitation a un effet surprenant sur la limite d’élasticité mesurée à 5% de déformation. En effet comparativement à des alliages de structure CFC (Al et Cu) pour lesquels on note une faible sensibilité à la vitesse, les nuances étudiées, au contraire, sont plus proches d’alliages de structure CC. Les résultats présentés par Ferreira [(Ferreira *et al.*, 2004)] sur une nuance 304 (figure IV.37) confirment nos conclusions sur les modes de déformation à grande vitesse, à savoir une formation accrue de défauts planaires lorsqu’on augmente la vitesse de déformation. Ceci semble lié aux valeurs d’énergie de faute d’empilement, faibles dans nos alliages<sup>4</sup> et permettant l’accroissement des dissociations de dislocation.

La forte viscosité présentée par les alliages, notamment par l’acier 201, entraîne des valeurs de contrainte très élevées par rapport à celles atteintes pendant des essais quasi-statiques. Cette augmentation de contrainte favorise le phénomène de maclage car comme on l’a présenté précédemment dans le modèle de Byun, la contrainte critique de cisaillement est vite atteinte.

<sup>4</sup> $\Gamma_{EFE}(Al) \cong 200 \text{ mJ/m}^2$  [(Vecchio et Hertzberg, 1988)] et  $\Gamma_{EFE}(Cu) \cong 55 \text{ mJ/m}^2$  [(Retima et Mekki, 1999)]





**Fig. IV.37** – Identification des microstructures formées en fonction de la vitesse de déformation pour un alliage 304 [(Ferreira *et al.*, 2004)]; D : dislocations, SF : fautes d'empilement, T : macles.

Ainsi la formation de martensite  $\alpha'$  tend à être repoussée avec l'augmentation des grandes vitesses de déformation quand les modes de déformation planaires sont au contraire favorisés. La mesure de la température T pendant les essais à grande vitesse a permis de quantifier l'échauffement adiabatique au sein des éprouvettes en cours d'essai. En utilisant la relation IV.10, on calcule le coefficient de Taylor-Quinney  $\eta$  et on trouve la valeur de 0,84 pour les deux aciers en fin d'essai. Ce coefficient est généralement proche de 1 mais l'augmentation de l'écrouissage en cours d'essai va induire sa décroissance avec la déformation.

$$\int_0^\epsilon \sigma d\epsilon = \eta \frac{\Delta T}{\rho C_p} \quad (\text{IV.10})$$

$\rho$  masse volumique prise à  $7,9 \text{ g/cm}^3$  pour les deux matériaux

$C_p$  est la chaleur spécifique prise à  $500 \text{ J/Kg}^\circ\text{K}$  pour les deux aciers

Grâce à la mesure de température pendant les essais rapides, on a pu simuler la fraction volumique théorique de martensite à obtenir lors d'un essai de ce type. On fait l'hypothèse du cumul de la fraction de martensite formée, calculée à la déformation et la température courante<sup>5</sup> donnée par la courbe de la figure IV.29. On utilise pour des raisons de commodité la loi de cinétique d'Olson et Cohen dont les paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  sont écrits en fonction de la déformation et de la température. On compare ensuite la courbe de cinétique simulée avec les valeurs expérimentales mesurées (figure IV.38). On remarque qu'à  $-40^\circ\text{C}$ , en tenant seulement compte de l'échauffement adiabatique, on arrive à prévoir la proportion de martensite  $\alpha'$  formée. Cependant à  $23^\circ\text{C}$ , les prévisions de  $f_{\alpha'}$  sont largement en-deça des valeurs expérimentales mesurées. On en conclut qu'il existe un réel effet de la vitesse de déformation sur la formation de la phase  $\alpha'$  et la fraction volumique de cette phase peut être prédite dans le domaine de température [Ms; Md].

<sup>5</sup>Cette hypothèse est analogue à celle de "strain-hardening" en fluage.

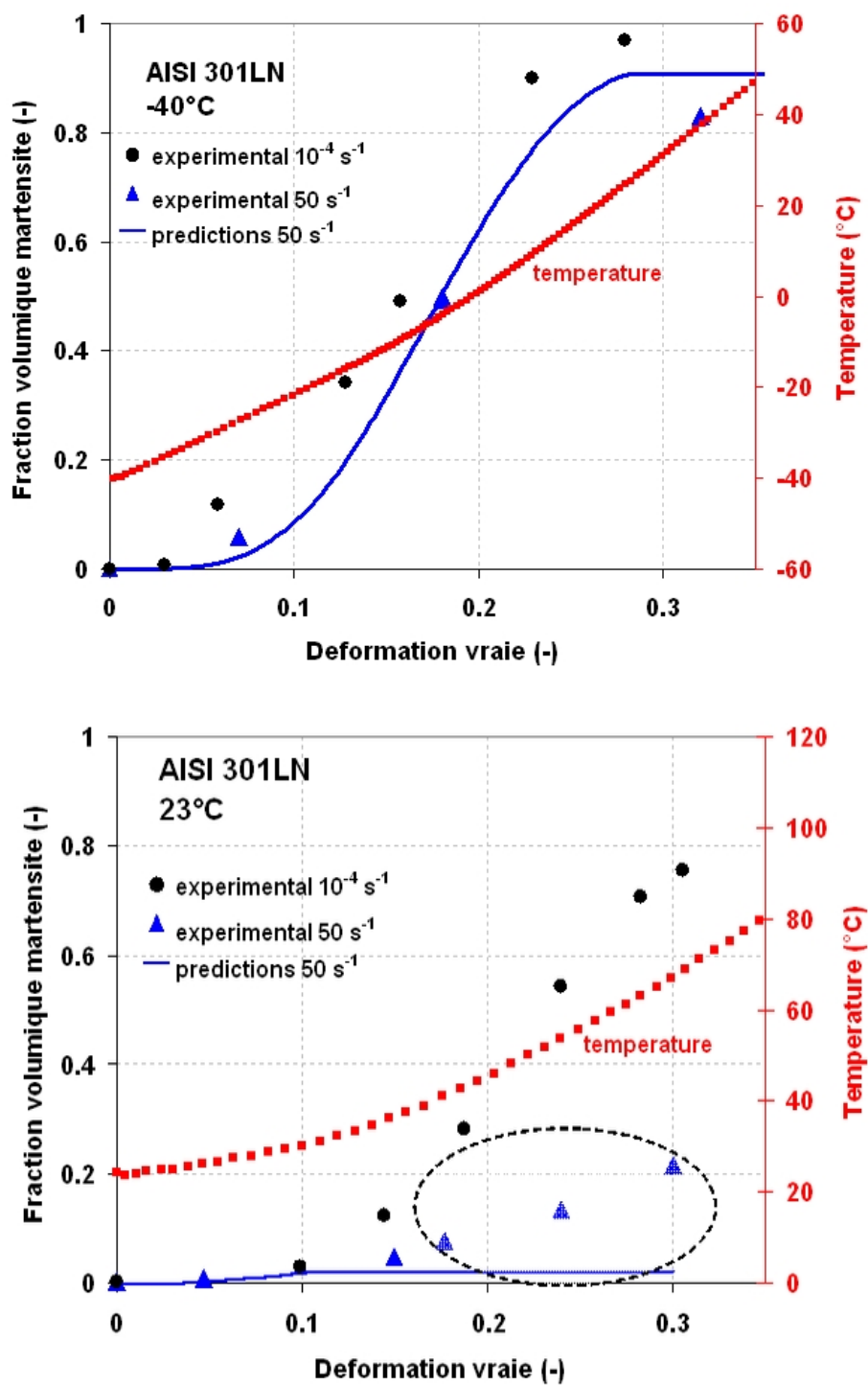


Fig. IV.38 – Influence de la vitesse de déformation sur la fraction volumique de martensite  $\alpha'$  dans l'acier 301LN. Les prédictions sous-estiment la proportion de  $\alpha'$  présente à 23°C.



---

# Chapitre -V-

## Comportement et transformation martensitique

---

### Sommaire

---

<b>V.1</b>	<b>Modélisation du comportement en traction . . . . .</b>	<b>101</b>
V.1.1	Brève revue bibliographique . . . . .	101
V.1.2	Plasticité induite par la transformation . . . . .	104
V.1.3	Modélisation par une loi des mélanges . . . . .	106
V.1.4	Identification du modèle de comportement : calcul de la contribution de $\alpha'$ à l'écoulement . . . . .	110
V.1.5	Conclusion partielle . . . . .	110
<b>V.2</b>	<b>Influence du taux de triaxialité sur la transformation martensitique</b>	<b>111</b>
V.2.1	Essais de cisaillement . . . . .	112
V.2.2	Identification du modèle de cinétique thermodynamique . . . . .	114
V.2.3	Essais d'emboutissage . . . . .	115
V.2.4	Validation du modèle de comportement en cisaillement . . . . .	116
V.2.5	Conclusion partielle . . . . .	119
<b>V.3</b>	<b>Trajets de chargement non proportionnels . . . . .</b>	<b>119</b>
V.3.1	Effet de l'orientation sur les propriétés en traction . . . . .	120
V.3.2	Trajets de chargement non proportionnels : essais de traction bidirectionnels . . . . .	121
V.3.3	Conclusion partielle . . . . .	128
<b>V.4</b>	<b>Discussion . . . . .</b>	<b>129</b>

---

## RÉSUMÉ

*Les modes de déformation et transformation connus, on cherche à rendre compte du comportement mécanique des aciers inoxydables austénitiques métastables. L'objectif de ce chapitre est de présenter une loi de comportement suffisamment simple pour être facilement intégrable dans les codes de calcul industriels et qui rend compte du processus de transformation martensitique. Lors de la mise en forme ou de l'usage de ces matériaux, les sollicitations réelles rencontrées sont plus complexes que des essais simples de laboratoire de type traction. On s'intéressera à l'impact sur la transformation martensitique de différents types de chargement et, en particulier, l'influence d'une variation du taux de triaxialité des contraintes sur la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . De même, on peut s'interroger sur l'influence de l'orientation de la contrainte appliquée sur les variants sélectionnés pour la transformation martensitique. En d'autres termes, on explore l'impact d'un changement de trajet de chargement sur l'évolution de la transformation de phase.*

## V.1 Modélisation du comportement en traction

### V.1.1 Brève revue bibliographique

Il existe une multitude de modèles décrivant le comportement d'aciers à transformation de phase. La majorité de ces modèles est le plus souvent utilisé pour les aciers multiphasés dits "TRIP"; ceux-ci sont constitués de plusieurs phases dont une susceptible de produire de la martensite en cours de déformation (en l'occurrence la phase austénitique). La nouvelle phase ainsi formée va jouer un rôle durcissant dans cette structure biphasée. C'est pourquoi la base de ces modèles repose sur une approche de type "composite" avec le matériau constitué d'une matrice molle (l'austénite) et d'inclusions durcissantes (la martensite  $\alpha'$ ). On distingue les modèles à base phénoménologique et à base micro-mécanique :

**Les modèles à base phénoménologique** : l'effet de la transformation martensitique est traité via sa fraction volumique, par une approche thermodynamique ou non, et intégré dans les équations classiques d'élastoplasticité. Le tableau V.1 indique quelques modèles utilisés, ceux-ci se distinguant par les différents paramètres étudiés par leurs auteurs. Ces modèles présentent l'avantage de la simplicité du fait d'une implémentation aisée et du faible nombre de paramètres à identifier. Cependant, on ne peut attendre une description fine des mécanismes mis en jeu et donc ces modèles restent restrictifs au contexte dans lequel ils sont appliqués (petites déformations, conditions isothermes, etc).

**Les modèles à base micro-mécanique** : ces modèles tentent de prendre en compte la physique de la transformation martensitique; plus précisément les variables cristallographiques et/ou de transformation (critère de sélection de variant par exemple, etc) entrent dans les relations valables à l'échelle locale; puis la loi de comportement est déterminée à l'échelle globale par homogénéisation. Une description des principaux modèles est présentée dans le tableau V.2. Pour la quasi-totalité de ces modèles, les cinétiques de transformation ne sont identifiées qu'en traction uniaxiale ainsi que l'identification des paramètres des modèles, même pour ceux écrits en 3D. Si on se rapproche mieux des mécanismes physiques, l'application de ces modèles aux essais classiques (traction, cisaillement, emboutissage,...) ne montre pas d'amélioration nette par comparaison avec les modèles phénoménologiques. De plus, le nombre de paramètre à identifier est plus élevé pour ce type de modèle.

Dans le chapitre IV, on a détecté une instabilité plastique dans le comportement de l'acier 301LN se manifestant par une hétérogénéité des déformations à l'échelle locale. Lors de la formation des germes de martensite, la relaxation de contrainte qui l'accompagne dans la zone de germination conduit à un adoucissement du matériau au moins en début de transformation et donc aux faibles déformations, hypothèse relayée par quelques auteurs [(Stringfellow *et al.*, 1992), (Lecroisey, 1971), (Talonen, 2007)]. A la différence des aciers dits C-Mn-Si, la modélisation du comportement des aciers inoxydables instables (structure entièrement austénitique), par un schéma type "composite" n'est plus réaliste si on considère l'influence adoucissante du produit de transformation.

Stringfellow *et al.* (Stringfellow *et al.*, 1992) ont proposé une loi définissant le comportement d'un composite en évolution dans le cas d'aciers inoxydables austénitiques instables. Pour ce faire, le matériau est considéré comme un composite biphasé dont chaque phase est élastoplastique. L'homogénéisation est réalisée par une approche auto-cohérente. Le modèle de cinétique employé, décrit au paragraphe II.5.2 du chapitre II, tient compte de la déformation plastique, de la température et du taux de triaxialité des contraintes. Enfin, l'adoucissement est introduit par une loi similaire à celle de Hutchinson et

Auteur(s)	Type de modèle	Paramètre(s) étudié(s)	Particularités
(Gallée <i>et al.</i> , 2007) et (Gallée, 2007)	Modèle macroscopique en grandes déformations	effet Bauschinger	Homogénéisation par un schéma auto-cohérent
(Radu, 2005)	Modèle phénoménologique 2D basé sur la loi des mélanges	Température, taux de triaxialité des contraintes	
(Santacreu <i>et al.</i> , 2006)	Modèle phénoménologique 2D basé sur la loi des mélanges en contrainte	Température	
(Bargui <i>et al.</i> , 2000)	Modèle phénoménologique en 2D	Vitesse de déformation	Contraintes planes (essai d'emboutissage)
(Piwecki, 1992)	Modèle phénoménologique 2D basé sur la loi des mélanges en contrainte et déformation	Température	Identification de la loi de Ludwik pour chacune des phases
(Kubler <i>et al.</i> , 2004)	Modèle semi-phénoménologique 3D basé sur la loi des mélanges en vitesse de déformation	Composition chimique, mode de chargement	Hypothèse des petites perturbations, transition d'échelle méso-macro
(Hallberg <i>et al.</i> , 2007)	Modèle en grandes déformations 2D	Température, pression hydrostatique	Approche thermodynamique de la cinétique de transformation dans un matériau biphasé ( $\gamma + \alpha'$ )
(Tomita et Iwamoto, 1995)	Modèle phénoménologique 2D	Vitesse de déformation, température	Approche thermodynamique de la cinétique de transformation dans un matériau composite ( $\gamma + \alpha'$ )

**Tab. V.1** – Tableau récapitulatif de quelques modèles de comportement à base phénoménologique d'aciers TRIP et inoxydables austénitiques.

Auteur(s)	Type de modèle	Paramètre(s) étudié(s)	Particularités
(Fischer, 1992)	Modèle micromécanique 3D basé sur la relation de Greenwood-Johnson modifiée	Taux de triaxialité, isotherme	notion de micro-régions dans le grain austénitique potentiellement transformables
(Fischer <i>et al.</i> , 1999)	Modèle polycristallin 3D basé sur la dissociation du taux de déformation plastique $d\dot{\varepsilon}_p = d\dot{\varepsilon}^{pl} + d\dot{\varepsilon}^{TP}$	Température, trajet de chargement non proportionnel	Prise en compte des effets d'accommodation (effet Greenwood-Johnson) et d'orientation (effet Magee)
(Lani <i>et al.</i> , 2007)	Modèle micromécanique inspiré de Fischer(Fischer, 1992)	Isotherme	Homogénéisation par un modèle à champs moyens
(Cherkaoui, 2002), (Cherkaoui <i>et al.</i> , 2000) et (Cherkaoui <i>et al.</i> , 1998)	Modèle micromécanique et thermodynamique 3D monocristallin et polycristallin	Température, trajet de chargement non proportionnel	Homogénéisation par un schéma auto-cohérent
(Garion <i>et al.</i> , 2006)	Modèle micromécanique élastoplastique à écrouissage isotrope et cinématique 3D	Température	Homogénéisation par la méthode de Mori-Tanaka. Hypothèse des petites perturbations
(Oberste-Brandenburg et Bruhns, 2004)	Modélisation thermodynamique 3D	Température	Hypothèse des phases homogènes. Description de l'interface $\gamma/\alpha'$
(Radu, 2005)	Modélisation micromécanique 3D d'un milieu biphasé matrice-inclusion	Température, taux de triaxialité	Homogénéisation par un schéma auto-cohérent

**Tab. V.2** – Tableau récapitulatif de quelques modèles de comportement à base micromécanique d'aciers TRIP



Tvergaard (Hutchinson et Tvergaard, 1989) reproduisant l'adoucissement lié à la germination de cavités : ils définissent une "déformation de germination de sites" comprenant à la fois une composante hydrostatique et une composante déviatorique. L'écriture du taux de déformation équivalente de cisaillement  $\dot{\gamma}^p$  revient à :

$$\dot{\gamma}^p = f_{\alpha'} \dot{\gamma}_m + (1 - f_{\alpha'}) \dot{\gamma}_a + A \dot{f}_{\alpha'}$$

où  $f_{\alpha'}$  est la fraction volumique de martensite formée,  $\dot{\gamma}_{m,a}$  est le taux de déformation équivalente de cisaillement respectivement dans la martensite et dans l'austénite, A est un coefficient lié à la "déformation de germination".

Dans la même lignée que ces auteurs, on se propose de développer un modèle de plasticité de transformation qui prenne en compte à la fois l'effet durcissant de la transformation martensitique et, au moins aux faibles taux de transformation, son effet "adoucissant". C'est l'objet du paragraphe suivant.

### V.1.2 Plasticité induite par la transformation

<sup>1</sup>Pour mettre en évidence le rôle de la martensite sur la plasticité des alliages, on a procédé à des essais de traction à deux températures. Dans un premier temps, une fraction donnée de martensite est introduite dans le matériau dont on observe ensuite le comportement à une température pour laquelle il n'y a plus de transformation martensitique. L'alliage est alors formé de deux phases dont les proportions sont fixes et connues. Pour ce faire, un premier essai de traction est réalisé à une température  $T_1$  telle qu'il y ait un début de transformation,  $M_s < T_1 < M_d$ ; l'essai est interrompu pour un taux de prédéformation donné. On procède ensuite sur la même éprouvette, à un deuxième essai de traction à une température  $T_2$  telle que  $T_2 > M_d$ .

Grâce aux cinétiques de transformation établies au chapitre IV, la température  $M_d$  a été estimée à environ 80°C. De plus, la valeur de prédéformation a été choisie de telle sorte que la fraction volumique de martensite préalablement introduite dans les deux aciers soit d'environ 20%. Ce qui correspond à une valeur de prédéformation  $\varepsilon = 0,18$  pour un essai à 23°C pour l'alliage 301LN et un essai à -40°C pour l'alliage 201. Toutes ces données sont résumées dans le tableau V.3.

-	$T_1$	$T_2$
301LN	23°C $\varepsilon=0,18$	100°C rupture
201	- 40°C $\varepsilon=0,18$	100°C rupture

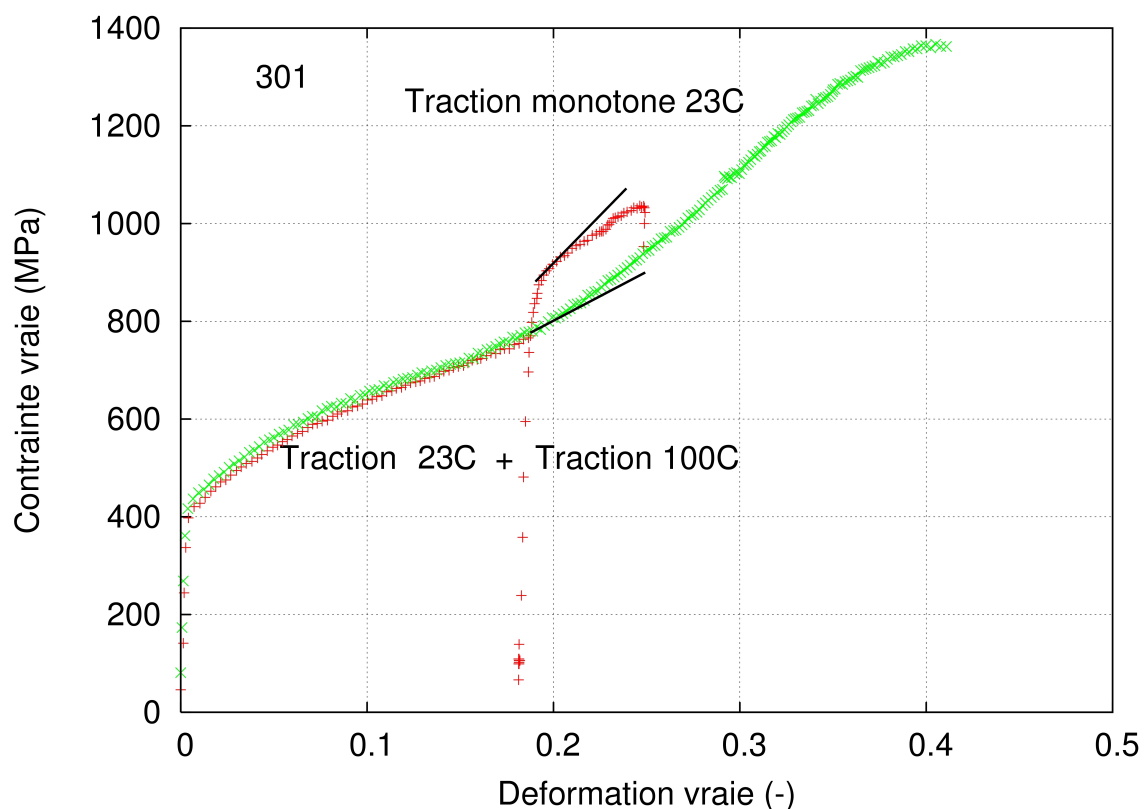
**Tab. V.3** – Températures d'essais pour les essais de traction à deux températures

La figure V.1 représente les courbes contrainte - déformation obtenues pour l'acier 301LN pour les essais à deux températures. Est également représentée pour comparaison, la courbe monotone à rupture obtenue à la température de prédéformation, 23°C. Lors de

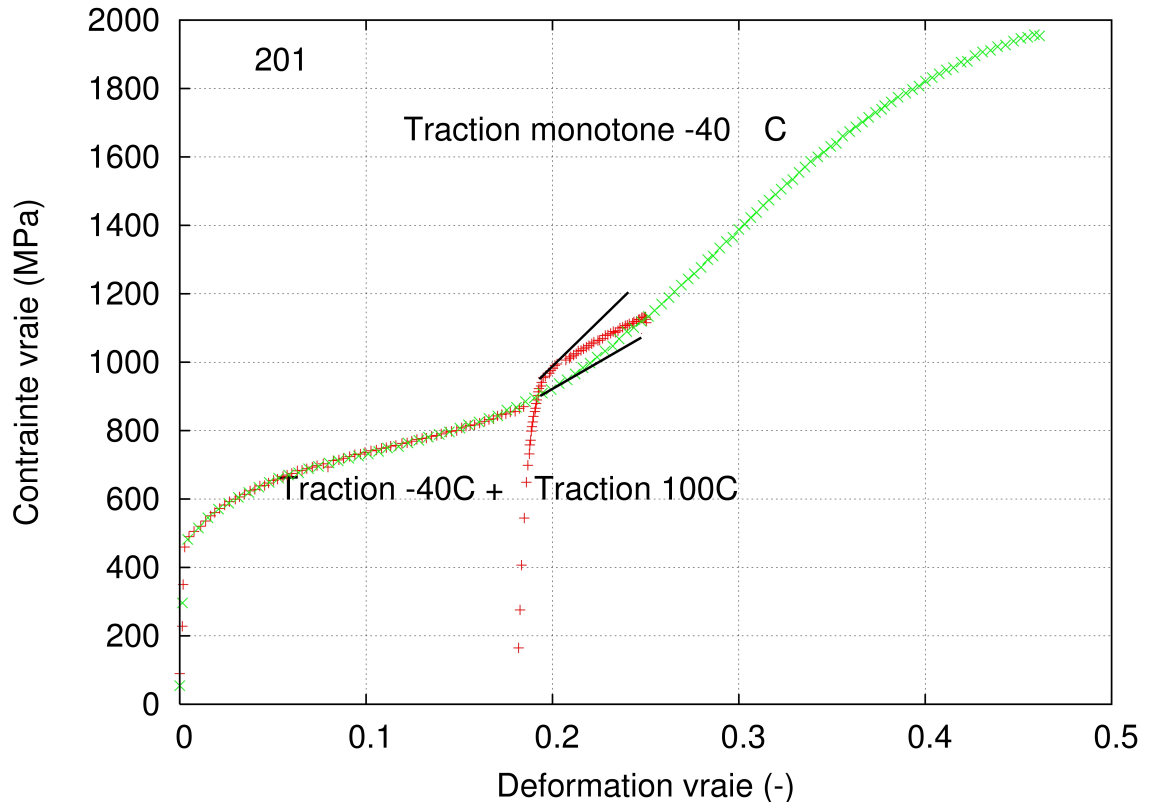
<sup>1</sup>Ce terme est ici utilisé abusivement ; généralement on appelle plasticité de transformation la déformation permanente induite par l'application d'une contrainte dans le domaine élastique. Dans le cas présent, il s'agit de l'adoucissement induit par la germination martensitique.

la deuxième partie de l'essai, à 100°C, l'alliage est constitué des deux phases  $\alpha'$  et  $\gamma$  et ne subit aucune transformation martensitique. On note une réduction de la ductilité et les niveaux de contrainte atteints sont plus élevés, révélateur du durcissement lié à la présence de martensite, phase plus dure ; c'est le comportement attendu d'un composite à matrice molle et inclusions dures. Cependant, on remarque aussi une augmentation de la contrainte d'écoulement d'environ 100MPa. De plus le coefficient d'écrouissage  $n_2$  évalué au premier stade de la plasticité durant cette deuxième phase (rappelé par la tangente de la courbe de traction à la limite d'écoulement), est deux fois plus élevé ( $n_2 \simeq 0,97$ ) que celui du même "composite en évolution" c'est-à-dire contenant les mêmes proportions de phases et apte à se transformer ( $n_1 \simeq 0,45$ ). En d'autres termes, l'écrouissage de l'alliage biphasé austénito-martensitique stable sera plus important que celui du même alliage métastable quand il se transforme de  $\gamma$  à  $\alpha'$ .

Ainsi la germination continue de  $\alpha'$  favorise l'écoulement de l'acier en cours de déformation. La transformation martensitique agit donc, au moins en partie, comme un mode de déformation plastique pendant la phase de germination. On arrive aux mêmes conclusions en étudiant les courbes obtenues pour l'alliage 201 (figure V.2). On trouve  $n_2 \simeq 0,9 > n_2 \simeq 0,55$ . Cet effet est moins marqué pour cette nuance dû à la stabilité de l'austénite plus grande dans cet alliage. En effet la vitesse d'évolution de la fraction volumique est plus importante pour l'acier 301LN comme on peut le constater grâce aux courbes d'évolution du paramètre  $k$  de la loi  $f_{\alpha'} = 1 - \exp(-k\varepsilon^n)$  (cf. figure IV.33b). Ce paramètre est représentatif de la vitesse de formation de  $\alpha'$  et est plus élevé pour l'alliage 301LN.



**Fig. V.1** – Effet d'adoucissement de la martensite dans l'alliage 301LN. Courbe contrainte - déformation obtenue pour un essai à deux températures  $T_1 = 23^\circ\text{C}$  et  $T_2 = 100^\circ\text{C}$  ; le coefficient d'écrouissage du matériau "composite austénite+martensite" est plus élevé.



**Fig. V.2** – Effet d’adoucissement de la martensite dans l’alliage 201. Courbe contrainte - déformation obtenue pour un essai à deux températures  $T_1 = -40^\circ\text{C}$  et  $T_2 = 100^\circ\text{C}$  ; le coefficient d’écrouissage du matériau ”composite austénite+martensite” est plus élevé.

Le constat a été fait que la majorité des modèles actuels sont insuffisants pour décrire le comportement d’aciers inoxydables austénitiques métastables, car ils ne tiennent pas compte de la plasticité de transformation induite par la germination de la phase  $\alpha'$ . On a montré que l’évolution de la contrainte avec la déformation de tels matériaux dépend de la présence, en continue variation en cours de déformation, de cette phase. En se basant sur un modèle simple de type loi des mélanges, on introduira la fraction volumique de phase formée comme l’un des paramètres pilote du comportement de la phase  $\alpha'$ . Ceci est décrit au paragraphe suivant.

### V.1.3 Modélisation par une loi des mélanges

On s’est basé sur un modèle simple type loi des mélanges, pour décrire le comportement en traction des deux aciers 301LN et 201. La contrainte globale dans le matériau  $\sigma_{tot}$ , s’écrit en fonction de la contrainte dans chacune des phases pondérée de leurs fractions volumiques respectives :

$$\sigma_{tot} = (1 - f_{\alpha'}) \cdot \sigma_{\gamma} + f_{\alpha'} \cdot \sigma_{\alpha'} \quad (\text{V.1})$$

$\sigma_{\gamma}$  est la contrainte d’écoulement dans la phase  $\gamma$ . Cette phase suit une loi d’écrouissage isotrope dont les paramètres peuvent être identifiés par un essai de traction sur une éprouvette constituée d’austénite stable.

$\sigma_{\alpha'}$  est la contrainte d’écoulement dans la phase  $\alpha'$ . Le comportement de cette phase n’est pas connu a priori.

$f_{\alpha'}$  est la fraction volumique de martensite  $\alpha'$ . Elle est donnée par le modèle de cinétique à base thermodynamique présenté au chapitre IV :  $f_{\alpha'} = 1 - \exp(-k\varepsilon^n)$ .

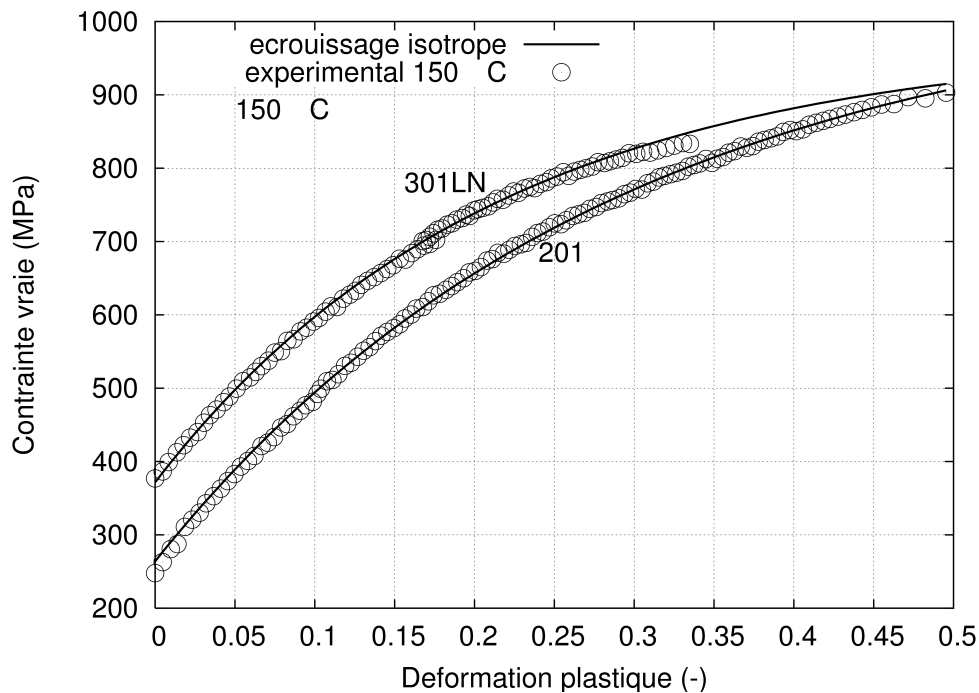
La stratégie d'identification adoptée consiste à déduire le comportement de la phase martensitique à partir de comportement global du matériau et de celui de l'austénite, en adoptant un modèle de déformation homogène par phase.  $\sigma_\gamma$  et  $\sigma_{\alpha'}$  sont évaluées pour la même déformation.

$$\varepsilon_\gamma^p = \varepsilon_{\alpha'}^p = \varepsilon_{macro}^p$$

La loi d'écrouissage décrivant la contrainte dans l'austénite s'écrit :

$$\sigma_\gamma = \sigma_{\gamma_0} + R[1 - \exp(-b\varepsilon_p)] \quad (V.2)$$

Pour déterminer le comportement en traction de l'austénite stable, les paramètres  $\sigma_{\gamma_0}$ ,  $R$  et  $b$  sont identifiés grâce à un essai de traction pour lequel il n'y a pas eu de transformation, à 150°C pour les deux aciers. La contrainte d'écoulement  $\sigma_{\gamma_0}$  est donc identifiée pour cette température. L'évolution de  $Rp_{0,2}$  avec la température (cf. figure IV.8) permet d'ajuster ce paramètre pour toute autre température par une relation linéaire, indiquée en annexe D. La figure V.3 représente les courbes contrainte - déformation plastique obtenues à 150°C et leur comparaison aux courbes prédites par la loi d'écrouissage. Les paramètres  $R$  et  $b$  sont indiqués dans le tableau V.4.



**Fig. V.3** – Identification du comportement de la phase  $\gamma$  à 150°C ; comparaison des courbes expérimentales contrainte - déformation plastique aux courbes du modèle d'écrouissage isotrope.

On déduit des courbes expérimentales de traction et de  $\sigma_{gamma}$ , la valeur de  $\sigma_{\alpha'}$ . On a voulu décrire le comportement de la martensite par une loi simple dans laquelle la fraction volumique de martensite est le paramètre pilote. On a donc choisi d'écrire la contrainte d'écoulement dans la martensite non pas en fonction de la déformation plastique mais de

	$R$ (MPa)	$b(-)$
301LN	602	4,7
201	780	3,5

**Tab. V.4** – Paramètres  $R$  et  $b$  du modèle d'écrouissage isotrope de la phase austénitique  $\gamma$  identifiés à 150°C.

la fraction volumique de martensite formée, celle-ci étant elle-même une fonction de la déformation :

$$\sigma_{\alpha'} = Q_{\alpha'} [1 - \exp(-b_{\alpha'} f_{\alpha'})] \quad (V.3)$$

On s'est inspiré d'une loi d'écrouissage isotrope donnant  $\sigma_{\alpha'}$  comme une fonction de la fraction volumique de martensite. Pour cette raison il n'y a pas de contrainte seuil. Le choix de cette fonction est totalement arbitraire, elle aurait tout aussi bien pu s'écrire comme un polynôme d'ordre  $n$ . Cette forme a été choisie par analogie avec les relations d'écrouissage classiques. Lorsque  $f_{\alpha'}$  est nulle, la martensite n'apporte aucune contribution à l'écrouissage du matériau ; celle-ci augmentera avec l'accroissement de la fraction de martensite formée.  $\sigma_{\alpha'}$  n'est pas tant la contrainte moyenne au sein de la martensite que le surcroît d'écrouissage induit par la présence de cette dernière.

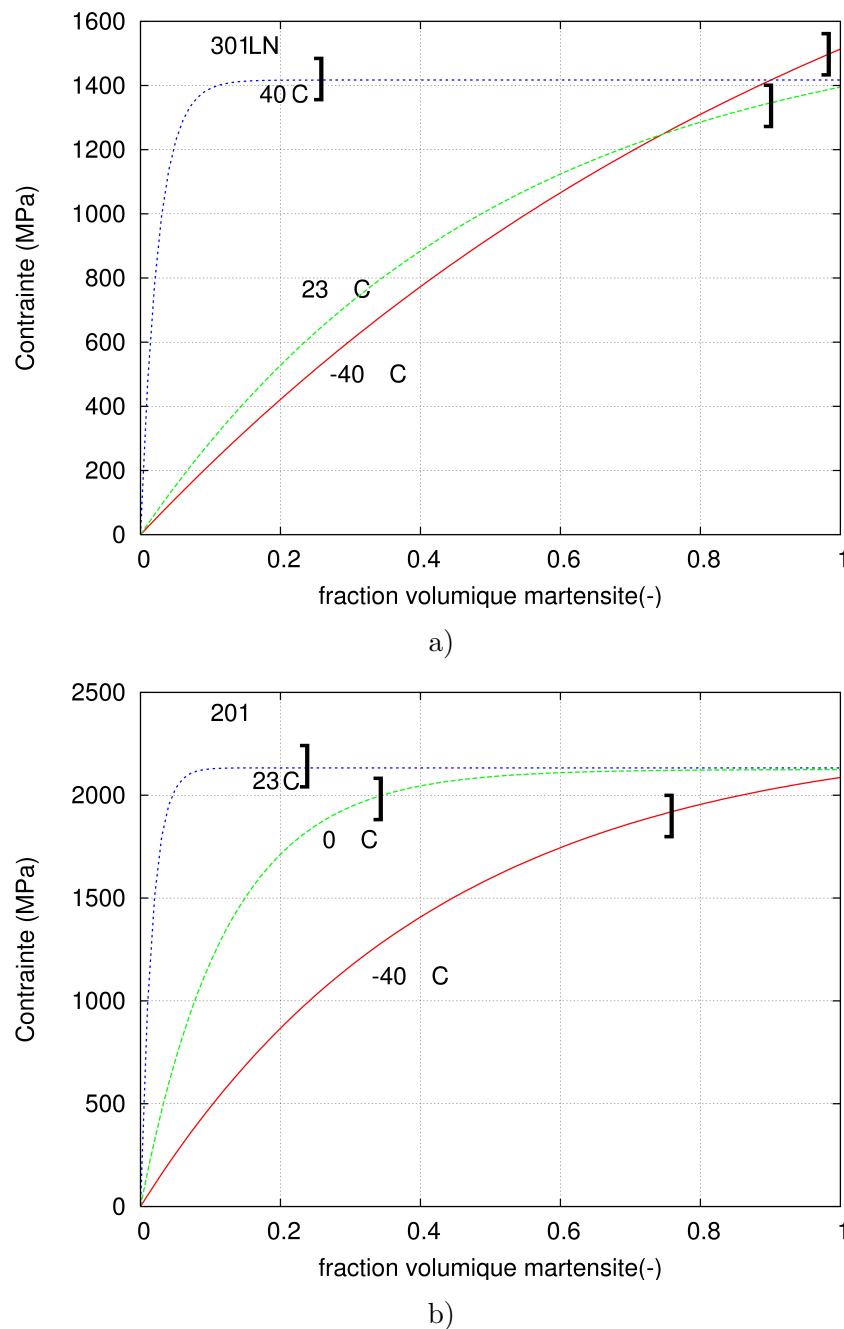
Les paramètres  $Q_{\alpha'}$  et  $b_{\alpha'}$  de cette équation ont été identifiés à l'aide des valeurs expérimentales de traction et de la contrainte d'écoulement dans la phase  $\gamma$ . Le comportement de la phase martensitique décrit par cette relation est représenté par les courbes contrainte - déformation plastique, présentées sur la figure V.4 pour les températures d'essai suivantes : -40 °C, 23°C et 40°C pour la nuance 301LN et -40°C, 0°C et 23°C pour l'alliage 201.

Les paramètres utilisés dans le modèle de comportement et permettant de déterminer  $Q_{\alpha'}$  et  $b_{\alpha'}$  sont rassemblés dans le tableau V.5.

Matériau	Température °C	$f_{\alpha'}$		$\sigma_{\gamma}$			$\sigma_{\alpha'}$	
		k	n	$\sigma_{\gamma_0}$ (MPa)	R (MPa)	b	$Q_{\alpha'}$ (MPa)	$b_{\alpha'}$
201	<b>-40</b>	19,2	2,6	490	780	3,5	<b>2304</b>	<b>2,36</b>
	<b>0</b>	5,6	2,5	416	780	3,5	<b>2125</b>	<b>8,6</b>
	<b>23</b>	4,9	2,77	327	780	3,5	<b>2133</b>	<b>61</b>
301LN	<b>-40</b>	106,5	2,7	462	604	4,7	<b>2543</b>	<b>0,91</b>
	<b>23</b>	50,33	2,97	412	604	4,7	<b>1620</b>	<b>1,82</b>
	<b>40</b>	3,26	2,38	367	604	4,7	<b>1417</b>	<b>40</b>

**Tab. V.5** – Identification des paramètres du modèle de comportement en traction des alliages 301LN et 201.

On se limite pour l'interprétation aux valeurs de fraction volumique relevées expérimentalement pour chaque température dans chacun des alliages considérés (marqué par un trait sur les courbes contrainte - fraction volumique de martensite). On constate que la contrainte dans la martensite est d'autant plus faible que la température est basse. En effet la courbe la plus basse est celle à -40°C dans les deux alliages. Ceci signifie que pour la même fraction volumique de martensite formée, la contribution de la martensite à l'écoulement global du matériau est amoindri quand on favorise la transformation. Ce résultat



**Fig. V.4** – Courbe contrainte - fraction volumique de durcissement apporté par la martensite des aciers a) 301LN et b) 201. Pour les faibles proportions de martensite, la contribution de cette phase à l'écoulement global du matériau est d'autant plus faible que la température est basse.

confirme l'effet d'adoucissement de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  sur la réponse mécanique des alliages 301LN et 201. Cet effet est de moins en moins prononcé lorsque  $f_{\alpha'}$  augmente. L'adoucissement est directement lié à la relaxation de contrainte autour des noyaux de martensite  $\alpha'$  lors de leur germination. Plus la déformation est élevée, moins il reste de sites de germination possibles, on atteint une saturation de la transformation. Alors l'effet durcissant de la martensite prend le pas sur son effet d'adoucissement. Dans ces conditions ( $f_{\alpha'}$  et  $\varepsilon$  élevées), le matériau est un composite constitué d'une phase dure majoritaire et

d'une phase molle constituée de l'austénite résiduelle.

#### V.1.4 Identification du modèle de comportement : calcul de la contribution de $\alpha'$ à l'écrouissage

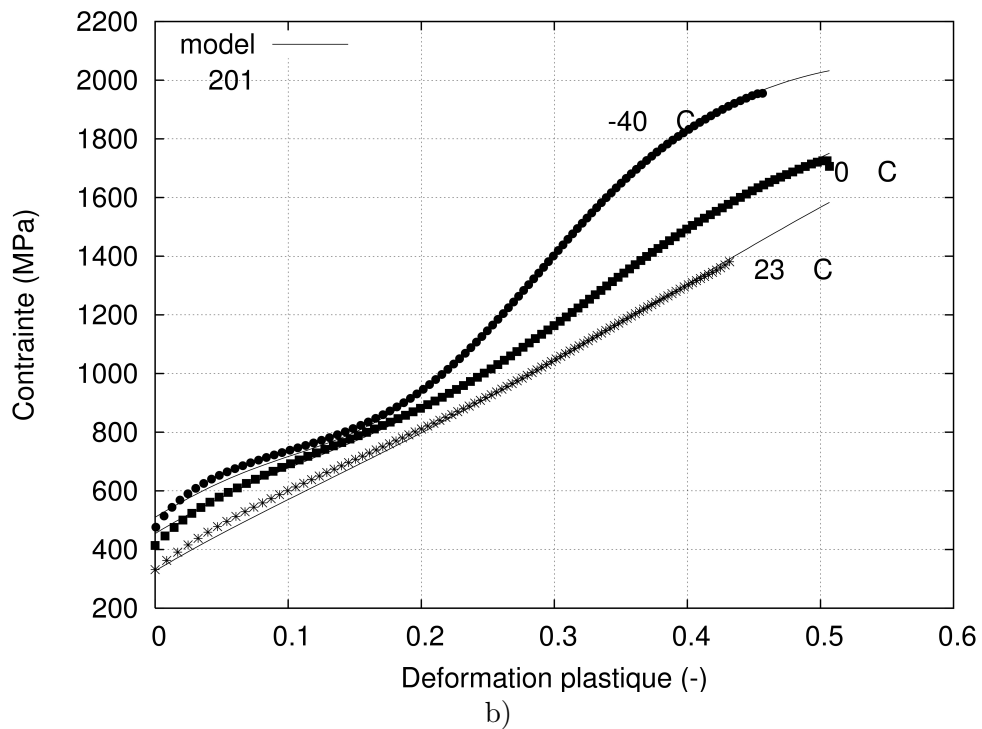
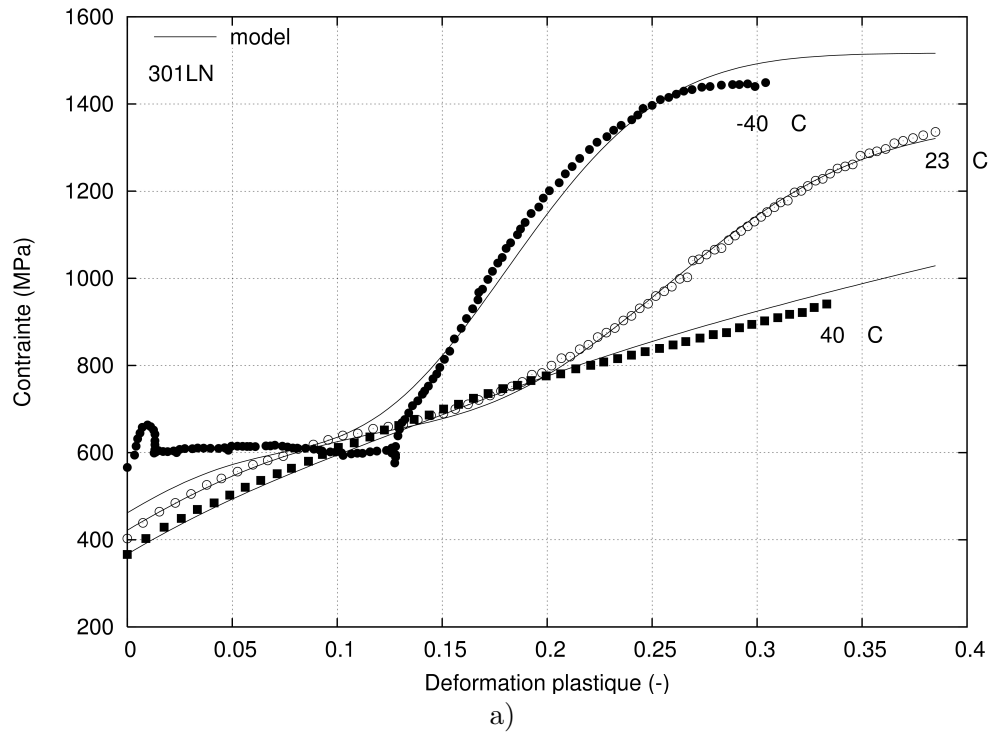
Chacune des phases ayant été décrite, on vérifie le modèle de comportement écrit à l'aide des courbes de traction expérimentales. Les figures V.5 a et b représentent les courbes contrainte vraie - déformation vraie pour les aciers 301LN et 201. On note une bonne concordance entre les résultats obtenus par la loi des mélanges proposée et les valeurs expérimentales de traction. On remarque aussi que l'instabilité plastique présentée par l'acier 301LN n'est pas modélisée. Il aurait fallu pour cela faire intervenir les micromécanismes responsables de ce phénomène dans la loi de comportement et surtout, rendre et tenir compte du caractère macroscopiquement hétérogène de la déformation.

Dans la relation  $\sigma_{\alpha'} = Q_{\alpha'}[1 - \exp(-b_{\alpha'} f_{\alpha'})]$ , le coefficient  $b_{\alpha'}$  traduit la contribution de la martensite à la contrainte d'écoulement global du matériau. On note que ce coefficient décroît quand on abaisse la température. La formation de  $\alpha'$  dans ces conditions est rapide et les proportions relevées importantes. Les sites de germination s'épuisent donc plus vite et l'adoucissement lié à la germination est peu prépondérant sur le comportement. C'est pourquoi on observe des valeurs de  $b_{\alpha'}$  faibles dans les deux aciers. Cependant les fortes quantités de martensite favorisent la consolidation globale du matériau.

Les valeurs du facteur  $Q_{\alpha'}$  sont très élevées comparativement aux contraintes d'écoulement de la phase austénitique. Le comportement de la martensite peut alors être assimilé à un matériau élastique parfaitement plastique. On peut noter que la température a peu d'influence sur  $Q_{\alpha'}$ , dans le cas de l'alliage 201, tandis celui-ci décroît quand la température augmente dans l'acier 301LN. Ce qui semble correspondre dans le premier cas (201), au domaine 2 présenté par la courbe de la limite d'écoulement en fonction de la température des polycristaux CC. Pour la nuance 301LN, la décroissance de  $Q_{\alpha'}$  avec la température correspond au premier domaine de la courbe  $\sigma_y = f(T)$  (figure V.6) en rapport avec les interactions de dislocations.

#### V.1.5 Conclusion partielle

Grâce aux essais de traction à deux niveaux de température ( $M_s < T_1 < M_d$  et  $T_2 > M_d$ ), on a montré que la courbe de comportement en présence de transformation, présente un adoucissement que l'on attribue à la germination de la phase  $\alpha'$ . Ainsi les modèles actuels d'homogénéisation utilisés pour décrire ce type de matériaux sont inaptes à rendre compte de cet aspect du comportement. En utilisant la représentation de composite "austénite - martensite" pour les alliages, il est possible par une approche simple basée sur une loi de mélange, d'être représentatif du comportement en traction si on écrit la loi d'écoulement de la martensite non pas classiquement en fonction de la déformation, mais en fonction de la proportion de phase formée. La diminution de la contribution de  $\alpha'$  observée quand on favorise la germination de cette phase, permet de définir la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  comme un mode de déformation. Cette hypothèse est introduite dans la loi de comportement utilisée pour modéliser les deux aciers en traction. C'est seulement à partir des valeurs élevées de  $f_{\alpha'}$  que ces alliages peuvent être assimilés à des composites biphasés austénite + martensite  $\alpha'$ .

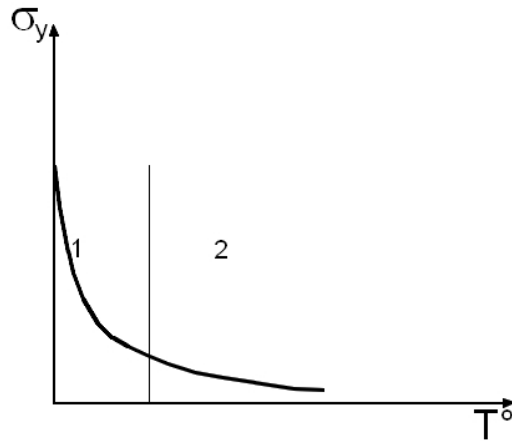


**Fig. V.5** – Modélisation du comportement en traction des aciers 301LN et 201 par une loi des mélanges ;  $\dot{\epsilon} = 5.10^{-4} s^{-1}$ .

## V.2 Influence du taux de triaxialité sur la transformation martensitique

Le modèle de cinétique à base thermodynamique proposé au chapitre IV fait intervenir l'état de contrainte supporté par le matériau au travers du taux de triaxialité des contraintes.





**Fig. V.6** – Variation de la limite d'écoulement en fonction de la température dans les polycristaux CFC [(Jaoul, 1965)]

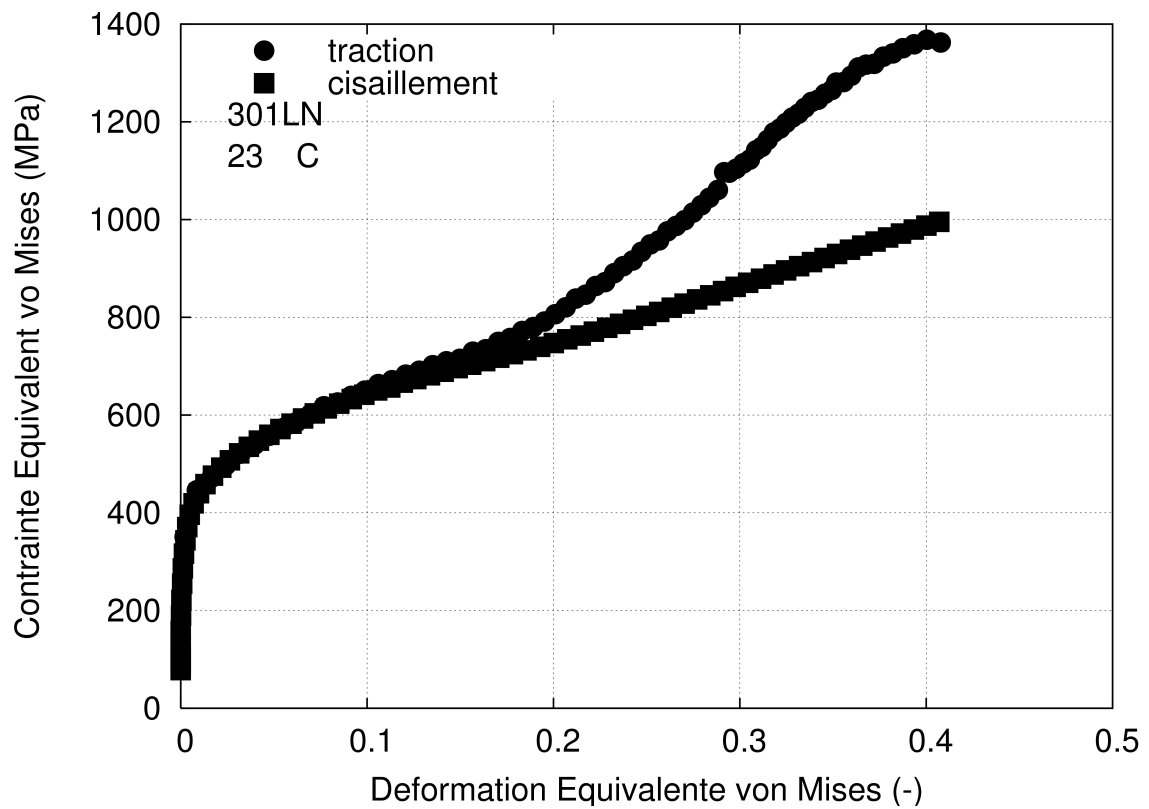
L'examen d'états de contrainte différents de celui de la traction uniaxiale est à la fois un moyen d'éprouver le modèle de comportement proposé, mais aussi d'avoir une vue plus générale du comportement mécanique d'aciers inoxydables austénitiques métastables. Pour ces investigations, seule la nuance la plus instable, 301LN, a été testée.

### V.2.1 Essais de cisaillement

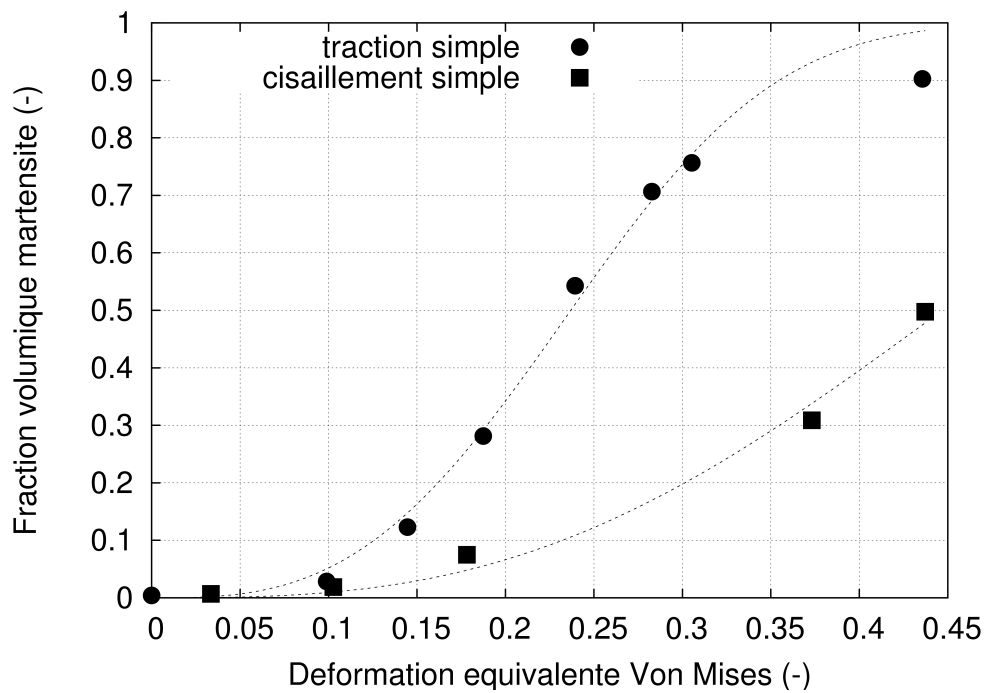
On a procédé à des essais de cisaillement simple à plusieurs taux. Le principe du montage et la géométrie des éprouvettes sont décrits en annexe D. La mesure de la déformation est effectuée grâce à un capteur de type LVDT<sup>2</sup> qui suit le déplacement de la traverse tout au long de l'essai. La mesure de l'angle de distorsion post-mortem est comparée avec la valeur finale indiquée par le capteur LVDT. Du fait des dimensions d'éprouvette faibles, les mesures de fraction volumique de martensite n'ont pu être réalisées par dosage magnétique à saturation. Un ferritescope Fischer MP30E a été utilisé; les valeurs données par cet instrument sont corrigées d'un facteur multiplicatif de 1,6. Ce facteur a été déterminé en comparant les valeurs de fraction de martensite obtenues pour une campagne donnée, par le ferritescope et par dosage magnétique à saturation.

La courbe contrainte vraie - déformation vraie obtenue en cisaillement à 23°C est donnée en annexe D. On compare le comportement en cisaillement à celui en traction représenté par les courbes contrainte - déformation équivalente au sens de von Mises (figure V.7). L'évolution de la transformation correspondante est représentée figure V.8. Les valeurs de martensite relevées lors de l'essai de cisaillement montrent que cet état de contrainte conduit à une transformation moins importante qu'en traction. En effet pour ces deux états de contrainte, on a les taux de triaxialité  $\tau_{traction} = 0,33$  et  $\tau_{cisaillement} = 0$ . Une augmentation de la pression hydrostatique favorise alors la formation de martensite  $\alpha'$  et cela induit un écrouissage plus important sur la courbe de comportement.

<sup>2</sup>Linear Variable Differential Transformer



**Fig. V.7** – Courbes de comportement en traction ( $\dot{\varepsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ ) et en cisaillement ( $\dot{\varepsilon} = 1,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ ) de l'acier 301LN.



**Fig. V.8** – Cinétique de transformation de l'alliage 301LN sollicité en cisaillement simple ; comparaison avec la cinétique obtenue en traction à  $T = 23^{\circ}C$ .

### V.2.2 Identification du modèle de cinétique thermodynamique

Grâce à un essai de cisaillement, il est possible de déterminer directement la valeur du paramètre  $\lambda$  de la loi de cinétique thermodynamique. On rappelle que la cinétique de transformation se met sous la forme  $f_{\alpha'} = 1 - \exp(-k \cdot \varepsilon^n)$  où  $k$  s'écrit  $k = \lambda \Delta G_0^{\gamma \rightarrow \alpha'} (1 - \gamma T) \cdot (1 + \delta P)$ .  $P$  est la pression hydrostatique proportionnelle au taux de triaxialité des contraintes<sup>3</sup>. Or celui-ci est nul dans le cas du cisaillement et la fraction volumique de martensite s'écrit dans ce cas :

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp(-[\lambda \Delta G_0^{\gamma \rightarrow \alpha'} (1 - \gamma T)] \cdot \varepsilon^n) \quad (V.4)$$

L'évolution de  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  avec la température évaluée grâce aux données thermodynamiques (cf. chapitre III) permet de déterminer les paramètres  $\Delta G_0^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  et  $\gamma$ . On peut alors déduire la valeur de  $\lambda$  à partir des valeurs de  $k$  et  $n$  obtenues en cisaillement<sup>4</sup>. Les valeurs calculées pour la nuance 301LN sont résumées dans le tableau V.6.

$\lambda$	$\Delta G_0^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ en J/mol	$\gamma$ en $K^{-1}$
$2,57 \cdot 10^{-3}$	4528	$1,34 \cdot 10^{-3}$

**Tab. V.6** – Paramètres de la loi de cinétique thermodynamique ;  $\lambda$  identifié en cisaillement

Il n'y a plus que le paramètre  $\delta$  de la loi de cinétique qui reste indéterminé. Dans le cas des essais de traction, on s'est intéressé à sa variation avec la température. L'expression de  $\delta$  est donné par la relation :

$$\delta = \frac{1}{P} \cdot \left( 1 - \frac{k}{\lambda \Delta G_0^{\gamma \rightarrow \alpha'} (1 - \gamma T)} \right) \quad (V.5)$$

La pression  $P$  a été calculée en utilisant la relation  $P = \tau \cdot \frac{1}{\varepsilon_{eq}} \int_0^{\varepsilon_{eq}} \sigma d\varepsilon_{eq}$ . On a déterminé la valeur courante de  $\sigma_{eq_i}$  en chaque point  $i$  de la courbe de traction pour une température donnée, jusqu'à la déformation uniforme  $\varepsilon_h$ . Alors,  $\sigma_{eq} = \sigma_{eq_i}^-$  où  $\sigma_{eq_i}^-$  est la moyenne des  $\sigma_{eq_i}$ . Le tableau V.7 donne les valeurs de  $\delta$  déterminées pour les températures 40°C, 23°C et -40°C.

Température (°C)	Pression (MPa)	$k$	$\delta$ ( $Pa^{-1}$ )
40	187,6	3,26	$8 \cdot 10^{-9}$
23	222,5	50,33	$4 \cdot 10^{-10}$
-40	206,5	106,5	$7 \cdot 10^{-10}$

**Tab. V.7** – Calcul du paramètre  $\delta$  de la loi thermodynamique de cinétique de transformation de l'alliage 301LN en traction et à différentes températures

On remarque qu'une faible variation de la pression hydrostatique entre les températures 40°C et 23°C, conduit à une augmentation d'un facteur 5 du coefficient  $\delta$ . On note aussi que la valeur de  $\delta$  à  $T = -40^\circ C$  est plus élevée que celle obtenue pour la température de 23°C alors que la pression est plus importante pour cette dernière température ; les valeurs de  $\delta$  restent néanmoins très proches. Cette variation inverse de la pression est due à la méthode de calcul de  $P$  utilisée. La contrainte équivalente moyennée tient compte du niveau de contrainte ainsi que du taux de déformation uniforme atteint ; ce dernier étant plus important à 23°C. C'est

<sup>3</sup>On rappelle que  $P = \tau \cdot \sigma_{moy}$ .

<sup>4</sup>Le paramètre  $\lambda$  est a priori indépendant de la température.

pourquoi malgré un niveau de contrainte plus important à  $-40^{\circ}\text{C}$ , la pression telle que calculée est plus basse que celle évaluée à  $23^{\circ}\text{C}$ .

### V.2.3 Essais d'emboutissage

L'influence du taux de triaxialité des contraintes a été exploré par la réalisation d'essais d'emboutissage profond. Deux états de contrainte ont pu être testé : l'expansion équibiaxiale par emboutissage de flans circulaires et la traction plane par emboutissage de flans tronqués<sup>5</sup> ; les géométries de ces flans ainsi que les conditions expérimentales sont précisées en annexe D. Les vitesses de déformation pour ces essais varient entre  $8.10^{-4}\text{s}^{-1}$  et  $2.10^{-3}\text{s}^{-1}$  (la méthode de mesure des déformations est indiquée en annexe D). Les taux de triaxialité respectifs sont 0,66 pour l'expansion équibiaxiale et 0,57 pour la traction plane.

On s'intéresse à l'évolution de la transformation  $\gamma \longrightarrow \alpha'$  avec la variation de  $\tau$ . Des éprouvettes de dosage magnétiques ont pour cela été prélevées sur le fond de godets emboutis à différentes valeurs de charge. Les cinétiques de transformation correspondantes sont présentées figure V.9.

La loi de cinétique thermodynamique prévoit qu'une augmentation de la pression et donc du taux de triaxialité favorise la transformation martensitique. Par comparaison avec les résultats obtenus en traction et en cisaillement, on remarque que l'expansion équibiaxiale qui est l'état pour lequel on a le taux de triaxialité maximal, présente l'une des cinétiques de transformation les plus élevées, conformément aux prédictions de la loi donnant  $f_{\alpha'}$ . On remarque par ailleurs que la courbe de cinétique déterminée en traction simple est très proche (voire supérieure aux grandes déformations) de celle de l'expansion équibiaxiale pour un taux de triaxialité deux fois plus petit (seulement 0,33). Ce résultat est en contradiction avec les effets de pression escomptés.

Les paramètres  $k$  et  $n$  de la loi de transformation thermodynamique estimés pour ces différents essais sont présentés dans le tableau V.8. On remarque que la valeur de  $k$  obtenue en traction simple est bien au-delà de celles calculées en expansion équibiaxiale ou même en traction plane. C'est pourquoi le modèle proposé est impropre à représenter les valeurs expérimentales aux forts taux de déformation comme on peut le noter sur la cinétique de transformation obtenue en traction (figure V.9a). Ce qui laisse à penser que la température et l'état de contrainte par l'intermédiaire de la pression ne sont pas les seuls paramètres à prendre en compte pour écrire une loi de cinétique de transformation adéquate.

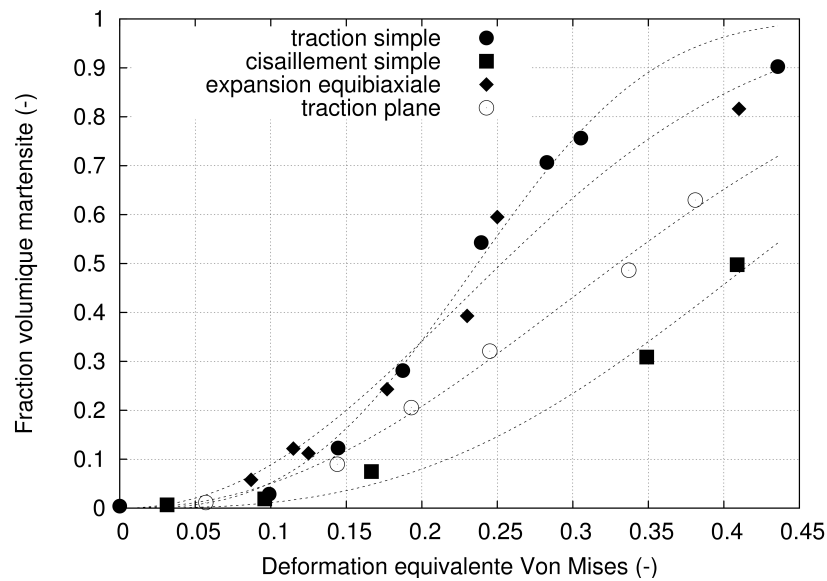
Essai	$\tau$	$k$	$n$
Expansion équibiaxiale	0,66	13,7	2,17
Traction simple	0,33	50,33	2,97
Traction plane	0,57	7,75	2,17
Cisaillement simple	0	7,02	2,87

**Tab. V.8** – Paramètres  $k$  et  $n$  estimés à partir des valeurs expérimentales de fraction volumique de martensite d'après la loi de cinétique thermodynamique.

<sup>5</sup>Il s'agit de flans circulaires dont deux extrémités ont été découpées symétriquement au diamètre de flan.

$\tau$	
Expansion equibaxiale	0,666
Traction plane	0,577
Traction simple	0,333
Cisaillement	0

b) Tableau des valeurs de taux de triaxialité des contraintes



a) Cinétique de transformation

**Fig. V.9** – Cinétiques de transformation de l'alliage 301LN pour différents taux de triaxialité des contraintes à 23°C ; influence du taux de triaxialité.

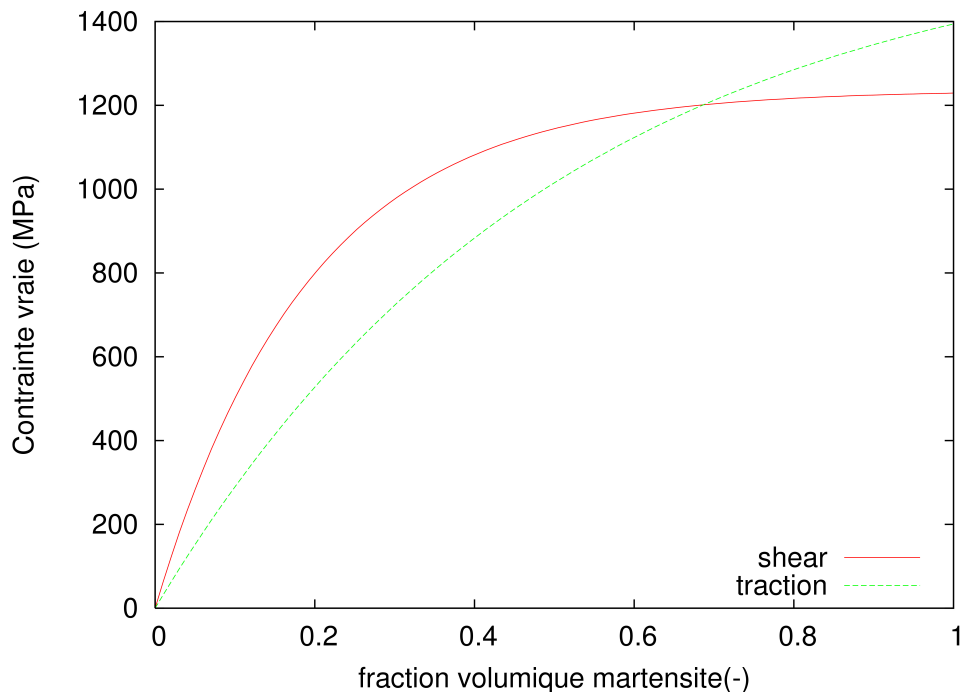
#### V.2.4 Validation du modèle de comportement en cisaillement

La description du comportement des alliages 301LN et 201 a été modélisée par une loi des mélanges établie au paragraphe V.1.3 pour des essais de traction. Il est primordial de confronter ce modèle pour sa validation à d'autres types de sollicitation. Les essais d'emboutissage n'étant pas instrumentés, les équations de ce modèle sont réécrites pour le comportement en cisaillement simple.

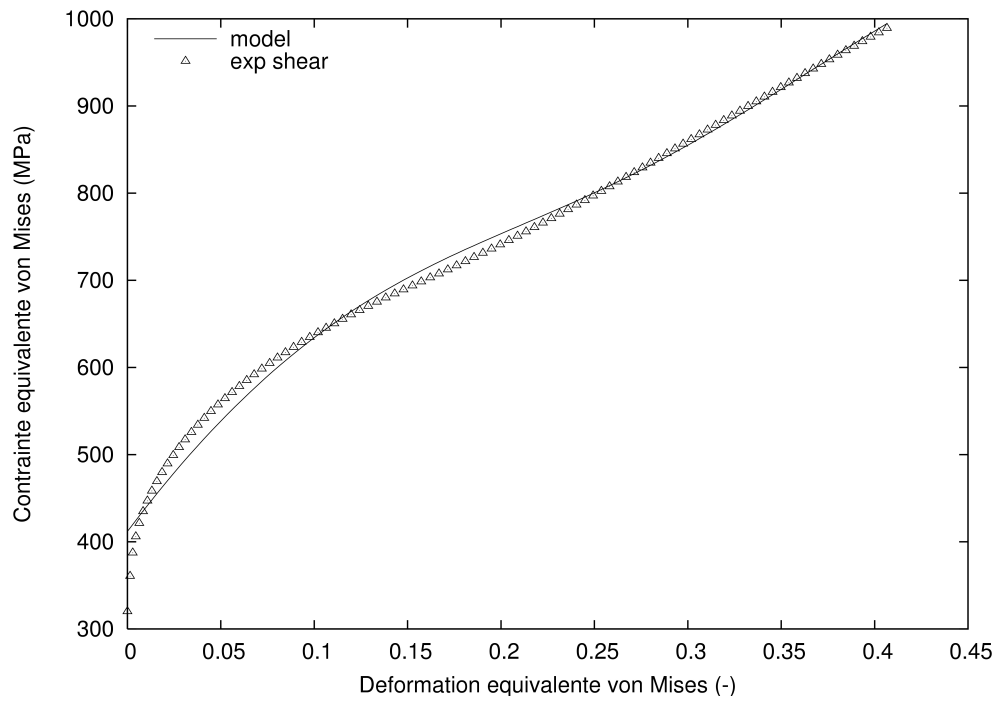
Comme précédemment la contrainte d'écoulement dans les matériaux se décompose comme une partition des contraintes d'écoulement dans l'austénite et dans la martensite. Pour identifier le comportement de l'austénite en cisaillement, on ne dispose pas d'essai à une température  $T > M_d$ . Or la figure V.7 indique que les courbes de comportement en traction et en cisaillement à 23°C sont équivalentes, sauf aux taux de déformation importants, pour lesquels l'écart de fraction volumique de martensite présente dans chaque cas de sollicitation induit une différence d'écrouissage sur les courbes de comportement. On peut supposer en première approximation que le comportement de l'austénite est identique en traction et en cisaillement au moins pour les faibles déformations. On utilisera alors les paramètres  $\sigma_{\gamma_0}$ ,  $R$  et  $b$  indiqués dans le tableau V.5 pour l'acier 301LN à 23°C.

La courbe  $\sigma_{\alpha'}$  en fonction de  $f_{\alpha'}$  obtenue en cisaillement est présentée figure V.10. La contrainte d'écoulement pour l'essai de cisaillement est plus élevée qu'en traction. On rappelle que les cinétiques de transformation déterminées dans ces deux conditions de sollicitation ont montré une formation accrue de martensite pour une sollicitation par traction (figure V.8). Ce résultat confirme que la contribution de la martensite dans la contrainte globale de l'alliage est d'autant plus faible que les conditions de transformation sont favorisées.

La comparaison de la courbe de comportement expérimentale avec la courbe modélisée par la loi des mélanges est présentée sur la figure V.11. Le modèle correspond à la courbe expérimentale même pour les déformations élevées pour lesquelles le comportement de l'austénite en cisaillement a été assimilé à celui de l'acier en traction. Les paramètres de la loi de comportement de la martensite obtenus sont :  $Q_{\alpha'} = 1236$  MPa et  $b_{\alpha'} = 5,2$ . Le paramètre  $Q_{\alpha'}$  est du même ordre de grandeur que celui évalué en traction alors que le paramètre  $b_{\alpha'}$  est 2,5 fois plus élevé. Le durcissement apporté par la transformation de phase sera alors similaire en traction ou en cisaillement mais pour une fraction volumique de martensite plus élevée dans le cas du cisaillement.



**Fig. V.10** – Contrainte d'écoulement en cisaillement dans la martensite en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour l'acier 301LN à 23°C. Comparaison avec la même courbe obtenue en traction



**Fig. V.11** – Validation de la loi des mélanges sur le comportement en cisaillement de l’alliage 301LN à 23°C.

### V.2.5 Conclusion partielle

L'évolution des cinétiques de transformation obtenues en traction et en cisaillement montre une influence notable de l'état de contrainte sur la formation de martensite  $\alpha'$ . Grâce à la cinétique de transformation obtenue pour cet essai, le paramètre  $\lambda$  de la loi de transformation thermodynamique a pu être identifié.

En dehors du cisaillement, les états de contrainte d'expansion équi-biaxiale et de traction plane ont été explorés et leur cinétique de transformation modélisée par la loi de transformation thermodynamique. Dans cette loi la variable représentative des différents états de contrainte dans la loi de cinétique de transformation est le taux de triaxialité des contraintes  $\tau$ . On a pu mettre en évidence la dépendance non linéaire existant entre  $f_{\alpha'}$  et  $\tau$ . En effet l'état de déformation locale est un aspect à ne pas négliger pour décrire la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . C'est la raison pour laquelle la loi de cinétique thermodynamique ne permet pas de décrire tous les cas de chargement.

La loi de comportement décrite au paragraphe précédent a été utilisée pour modéliser le comportement en cisaillement de l'alliage 301LN. L'accord entre modèle et courbe expérimentale conforte l'hypothèse d'adoucissement reportée dans le comportement de la martensite.

## V.3 Trajets de chargement non proportionnels

Pour représenter les changements de direction des efforts appliqués au cours de la mise en forme des pièces de structure automobile, des changements de trajets de chargement ont été réalisés sur des échantillons d'alliages 301LN et 201. Pour assurer ces chargements non monotones, on a procédé à des essais de traction bidirectionnels. Une éprouvette de traction est chargée dans une direction donnée pour des taux de déformation prédéterminés. Puis, on prélève dans cette éprouvette déformée d'autres éprouvettes de traction. Ce prélèvement s'effectue selon une orientation différente du sens de traction lors du premier chargement et les éprouvettes sont ensuite rechargées en traction. Le schéma de la figure V.12 illustre les opérations successives de chargement.

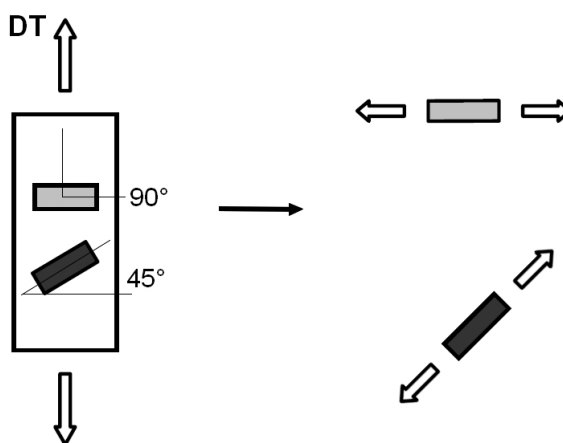


Fig. V.12 – Schéma du principe des chargements non proportionnels.

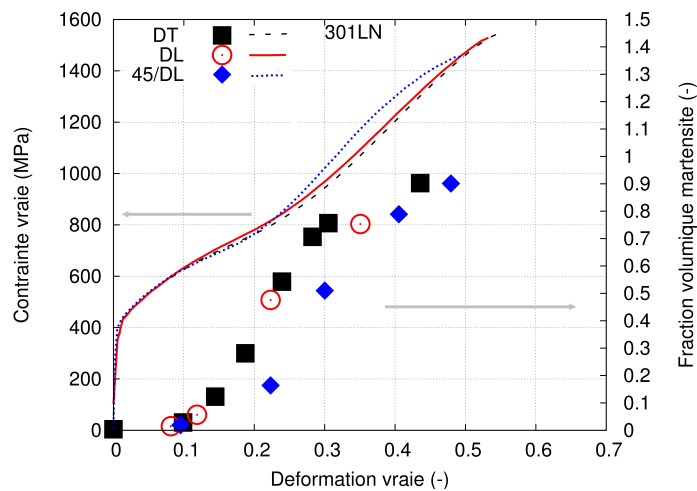


L'analyse de l'influence d'un changement de trajet de chargement sur les propriétés mécaniques ainsi sur la transformation martensitique nécessite d'analyser l'influence de l'orientation sur le comportement en traction des aciers 301LN et 201. Avant de procéder à des essais bidirectionnels, il est donc utile de connaître le comportement des deux alliages dans les directions principales de la tôle.

### V.3.1 Effet de l'orientation sur les propriétés en traction

Des essais de traction ont été conduits sur des éprouvettes prélevées dans les directions :  $90^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $0^\circ$  ( $0^\circ$  étant la direction de laminage DL et  $90^\circ$  la direction transverse DT). Des mesures de dosage magnétique ont été menées conjointement à ces essais. Les résultats sont présentés figures V.13 et V.14.

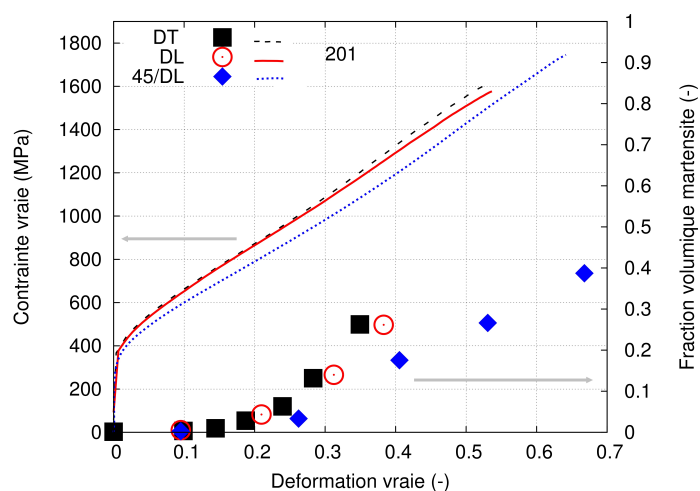
Les courbes de traction obtenues pour l'alliage 301LN montrent un comportement identique pour les éprouvettes prélevées dans les directions DT et DL. On observe par ailleurs des cinétiques de transformation comparables dans ces deux directions. En revanche la courbe de traction de l'échantillon prélevé à  $45^\circ$  par rapport à la direction de laminage se situe au-dessus des deux précédentes. On s'attendrait alors à une formation de martensite accrue, mais l'évolution de la fraction volumique pour les éprouvettes prélevées dans cette direction montre la tendance inverse. On peut cependant noter que les niveaux de contraintes et de déformation ultimes sont comparables quelle que soit la direction de prélèvement. De même les proportions finales de martensite formée se rejoignent pour les trois directions.



**Fig. V.13** – Effet d'anisotropie de la transformation martensitique dans l'alliage 301LN.

Dans l'alliage 201, on observe aussi une anisotropie dans le comportement en traction ainsi que dans l'évolution de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Cependant la courbe de traction obtenue pour une éprouvette prélevée à  $45^\circ$  par rapport à DT se situe en dessous de celles obtenues dans les deux autres directions. On observe comme dans le cas de l'acier 301LN, que le comportement en traction est identique pour les sens de prélèvement DL et DT. Les tendances montrées par les cinétiques de transformation mettent en évidence une fois encore une évolution plus lente dans la direction  $45^\circ$ , mais la fraction volumique finale obtenue est identique dans tous les sens de prélèvement.

Ces résultats montrent que la vitesse de germination est plus lente lorsque les éprouvettes



**Fig. V.14** – Effet d’anisotropie de la transformation martensitique dans l’alliage 201.

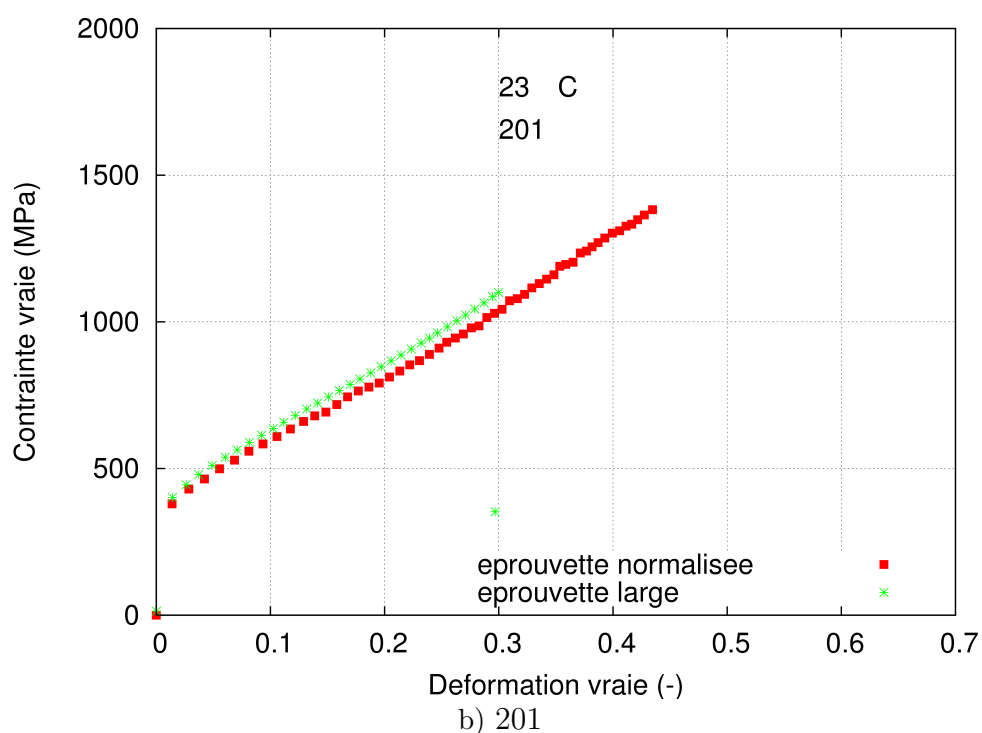
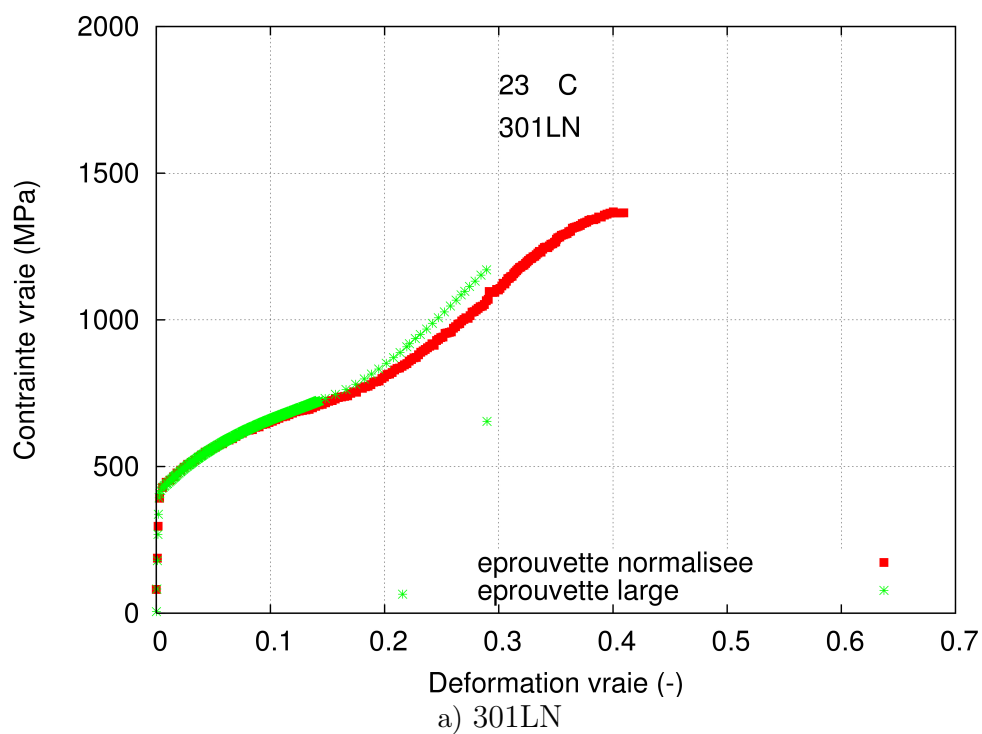
sollicitées sont orientées à 45° par rapport à DT. Il apparaît alors que la germination est favorisée pour des éprouvettes orientées selon la direction de laminage et la direction transverse. Ainsi, le comportement mécanique de ces aciers ne peut être seulement expliqué par la quantité de phase  $\alpha'$  mais aussi par "son chemin" de formation.

### V.3.2 Trajets de chargement non proportionnels : essais de traction bidirectionnels

Comme il a été précédemment introduit, l’influence des trajets de chargement non proportionnels a été analysé par des essais de traction bidirectionnels. Après une prédéformation de grandes éprouvettes de traction dans le sens travers de la tôle, des éprouvettes ont été prélevées selon les angles 90° (DL) et 45° par rapport à DT. Ces éprouvettes ont été ensuite déformées jusqu’à rupture. Le plan de prélèvement des éprouvettes est indiqué en annexe D. Trois taux de prédéformation ont été appliqués :  $\varepsilon = 0,14$ ,  $\varepsilon = 0,23$  et  $\varepsilon = 0,28$ . Les fractions volumiques de martensite ont pu être mesurées pour un seul taux de déformation finale.

Les éprouvettes larges utilisées lors de ces essais sont de géométrie non normalisée. On a comparé les courbes de précharge effectuée avec les courbes de traction monotones jusqu’à la striction pour les deux alliages (figure V.15). On remarque que les valeurs des contraintes observées pendant la précharge sont supérieures à celles obtenues pour un essai de traction réalisé à partir d’une éprouvette de géométrie normalisée. Cet écart est dû au fait que la largeur de la zone utile étant grande devant sa longueur, l’éprouvette n’est pas en traction pure. On tend vers une sollicitation proche d’un état de traction plane d’autant plus marquée que le taux de déformation est élevé.

Les courbes de traction des essais bidirectionnels sont présentées sur la figure V.16 dans le cas de l’alliage 301LN. Dans tous les cas, un changement d’orientation entraîne une baisse des niveaux de contrainte atteints. L’observation des essais conduits après 0,22 et 0,28 de prédéformation pour une orientation de 45° par rapport à DT, montre une réduction de l’allongement uniforme de l’alliage. Cependant les courbes obtenues après le changement d’orientation se superposent, indiquant une évolution identique de l’écrouissage, celui-ci



**Fig. V.15** – Comparaison des courbes de traction pour deux géométries d'éprouvette pour les aciers a) 301LN et b) 201.

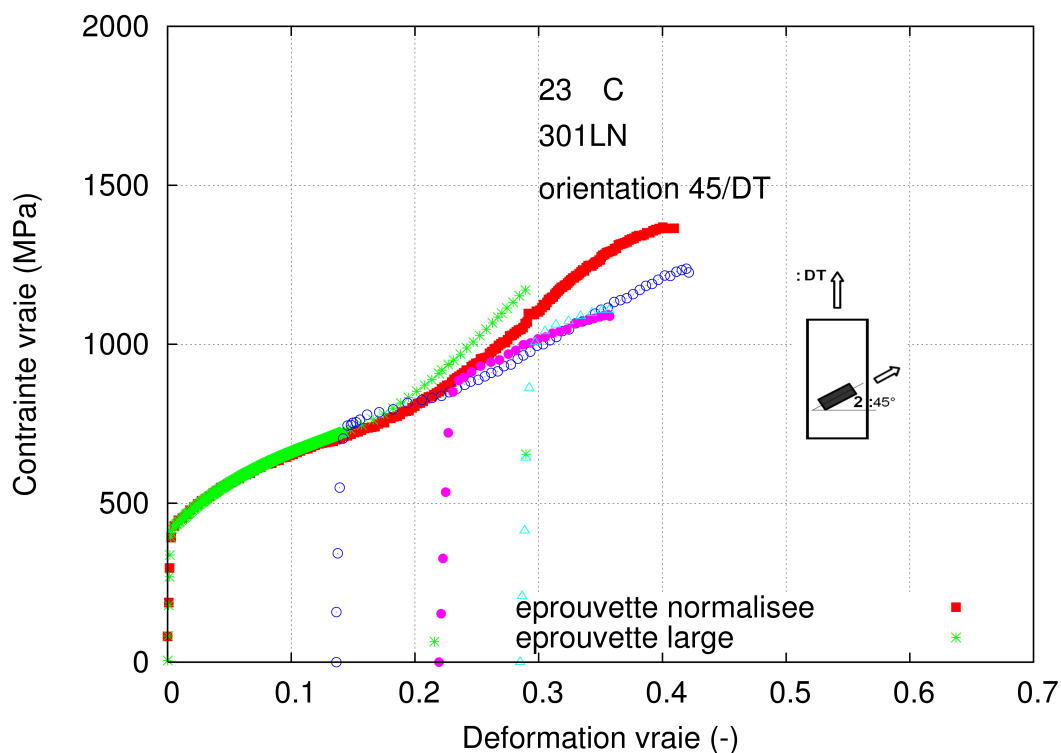
étant inférieur à l'écroissance présentée par la courbe lorsqu'il n'y a pas de changement d'orientation.

Ces résultats diffèrent quelque peu de ceux obtenus pour des éprouvettes prélevées

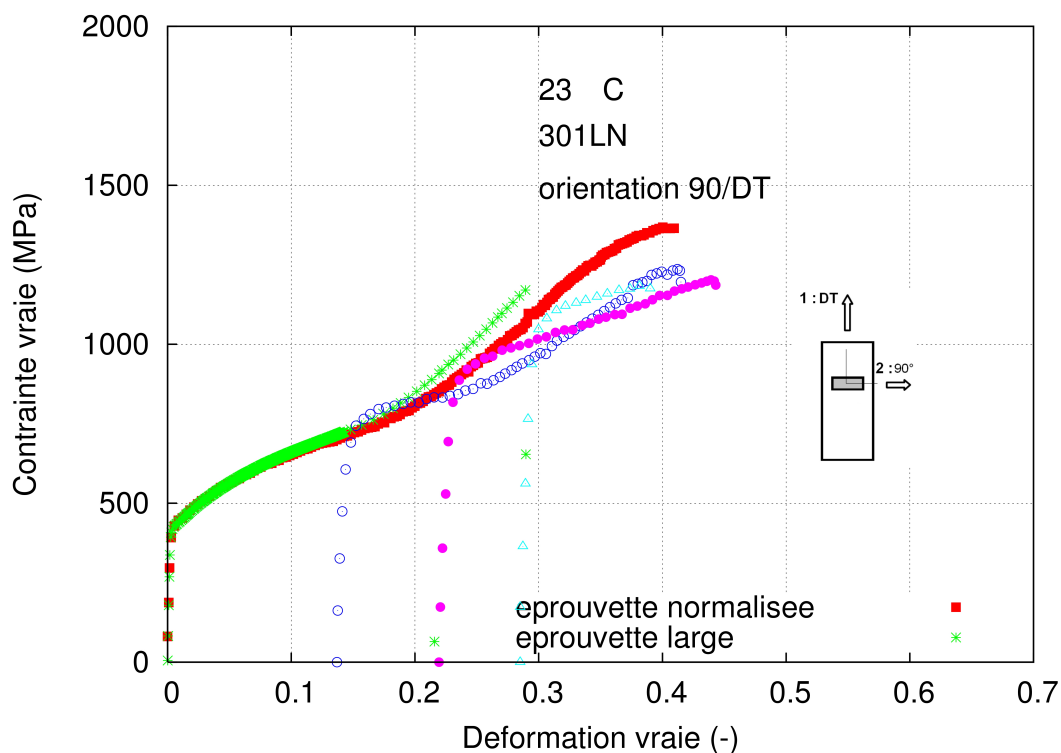
perpendiculairement à la direction de prédéformation (à  $90^\circ$  par rapport à DT). En effet on n'observe aucune perte de ductilité et l'évolution de l'écrouissage avec la déformation va décroissant avec l'augmentation du taux de prédéformation.

Après le changement d'orientation, des essais de traction ont été interrompus pour  $\varepsilon \simeq 0,35$  dans les deux directions  $45^\circ/\text{DT}$  et  $90^\circ/\text{DT}$ . Des mesures de dosage magnétique ont été effectuées et les valeurs trouvées ont été comparées aux cinétiques obtenues dans ces direction mais sans changement d'orientation (présentées figure V.13). Les résultats obtenus sont illustrés grâce à la figure V.18. La fraction volumique de martensite formée après un changement de trajet dépend du taux de prédéformation appliqué. Pour les plus faibles valeurs de prédéformation ( $\varepsilon=0,14$  et  $\varepsilon=0,23$ ), le taux de transformation après  $\varepsilon_{total} = 35\%$ , pour les éprouvettes orientées à  $45^\circ/\text{DT}$ , est le même que celui obtenu pour cette même direction sans changement d'orientation. Lorsque la valeur de prédéformation est grande,  $\varepsilon=0,28$  (et dans ce cas  $f_{a'}=75\%$ ), la fraction volumique de martensite se situe sur la courbe de cinétique d'éprouvette sollicitée dans la direction transverse (figure V.18.a). Les cinétiques de transformation des directions DL et DT étant sensiblement égales, le changement d'orientation ne montre aucune variation des fractions volumiques (figure V.18.b).

Dans le cas de la nuance 201, le changement d'orientation à  $45^\circ$  ne semble pas avoir d'effet sur la cinétique de transformation. En effet les fractions volumiques mesurées s'accordent avec la cinétique obtenue dans la direction à  $45^\circ$  par rapport à la direction transverse (figure V.19a.). Lorsque les éprouvettes sont sollicitées à  $90^\circ$ , la fraction volumique de martensite formée n'évolue plus quel que soit le taux de prédéformation appliqué (figure V.19b.).

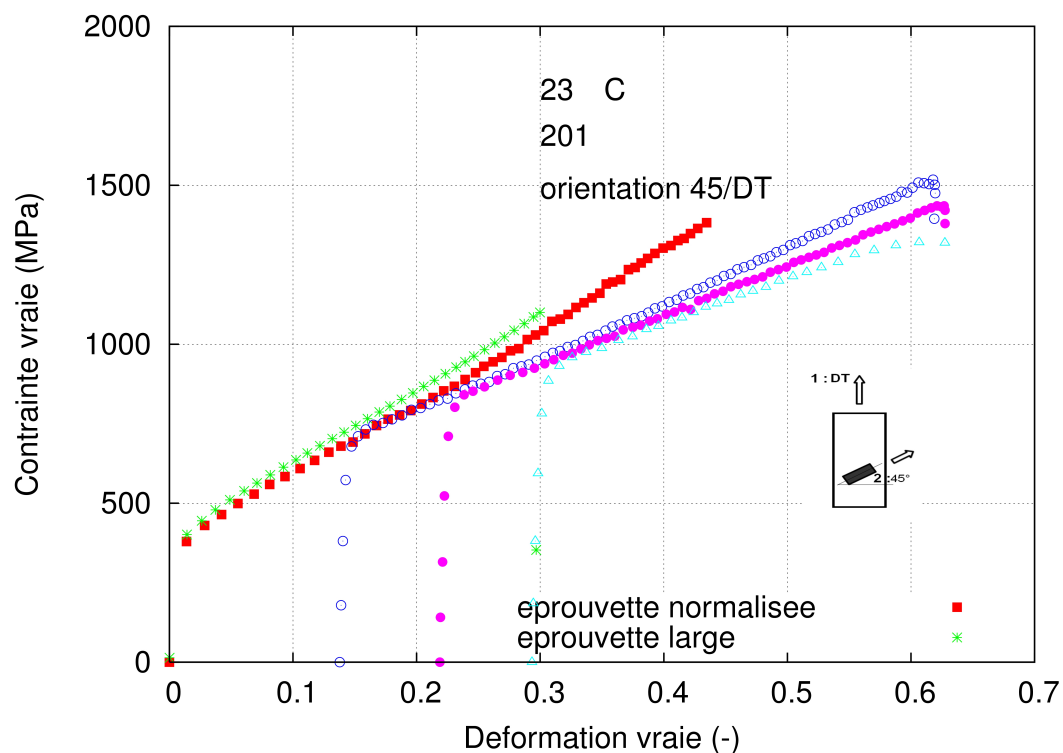


a) Changement d'orientation à 45° par rapport à DT

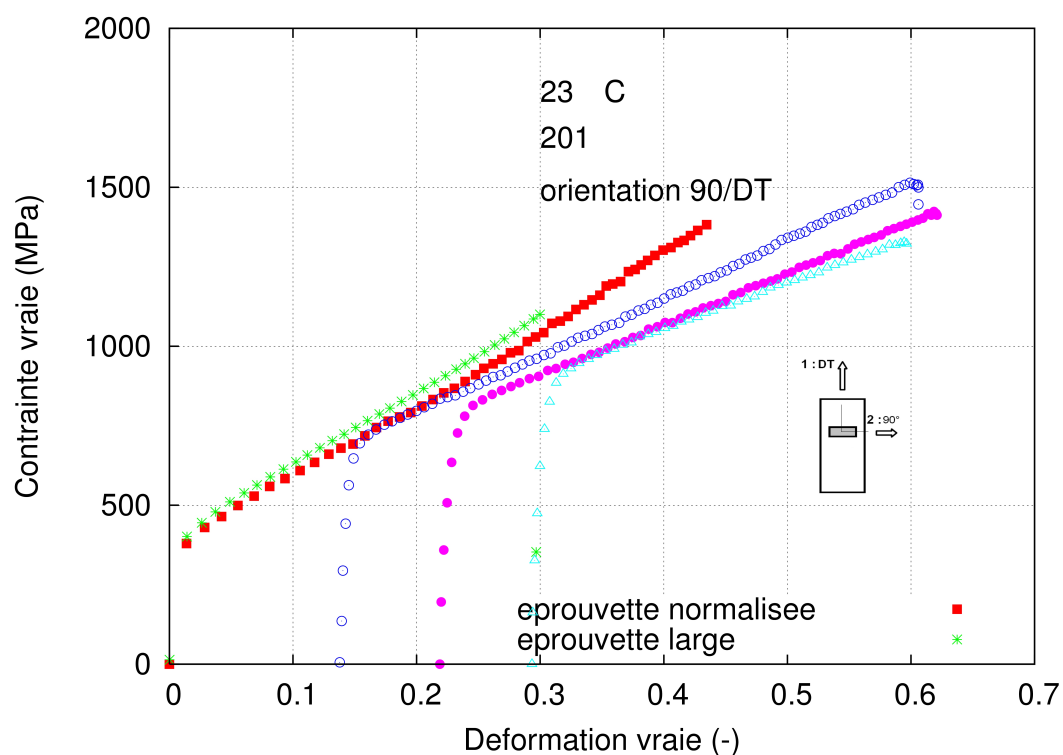


b) Changement d'orientation à 90° par rapport à DT

**Fig. V.16** – Influence du changement d'orientation sur les courbes de traction de l'alliage 301LN a) changement de trajet correspondant à une orientation à 45° par rapport à la direction transverse de la tôle DT et b) changement de trajet correspondant à une orientation à 90° par rapport à la direction transverse de la tôle DT.

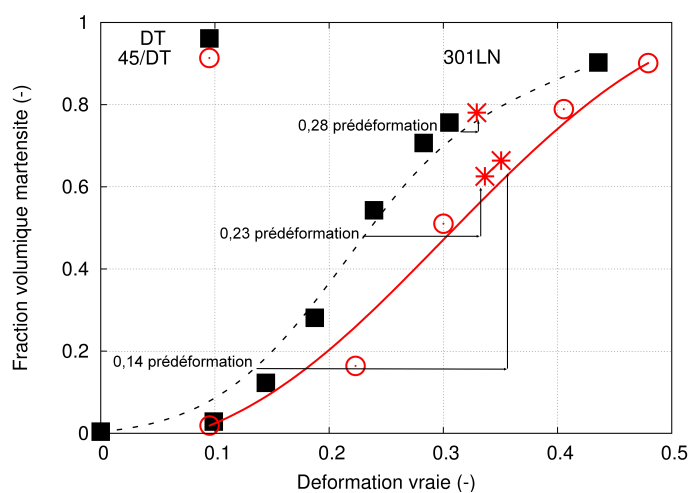


a) Changement d'orientation à 45° par rapport à DT

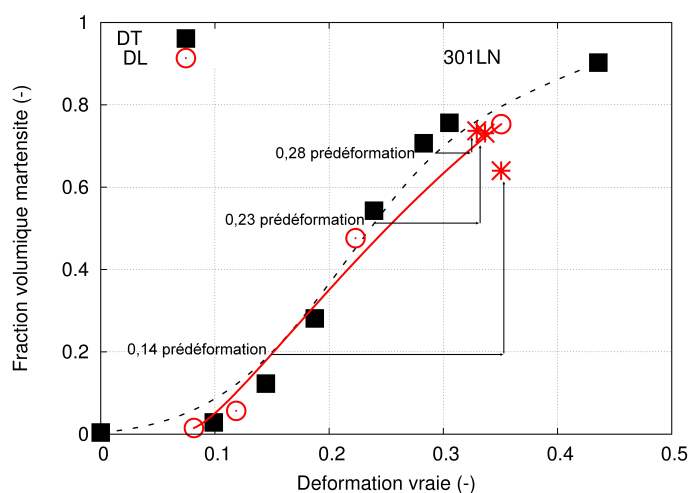


b) Changement d'orientation à 90° par rapport à DT

**Fig. V.17** – Influence du changement d'orientation sur les courbes de traction de l'alliage 201 a) changement de trajet correspondant à une orientation à 45° par rapport à la direction transverse de la tôle DT et b) changement de trajet correspondant à une orientation à 90° par rapport à la direction transverse de la tôle DT.

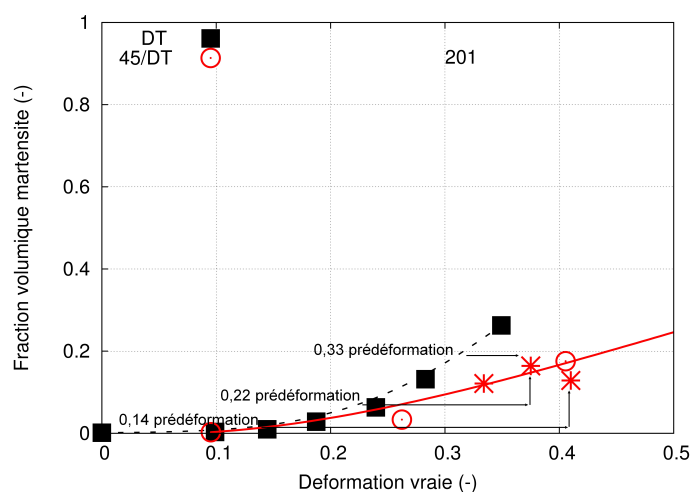


a) changement d'orientation à 45° par rapport à DT

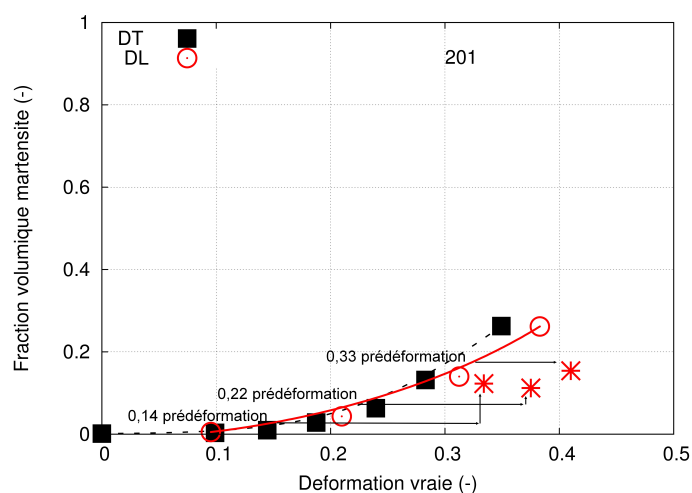


b) changement d'orientation à 90° par rapport à DT

**Fig. V.18** – Influence du changement d'orientation sur les cinétiques de transformation de l'alliage 301LN; a) changement de trajet correspondant à une orientation à 45° par rapport à la direction transverse de la tôle DT et b) changement de trajet correspondant à une orientation à 90° par rapport à la direction transverse de la tôle DT.



a) changement d'orientation à 45° par rapport à DT



b) changement d'orientation à 90° par rapport à DT

**Fig. V.19** – Influence du changement d'orientation sur les cinétiques de transformation de l'alliage 201 ; a) changement de trajet correspondant à une orientation à 45° par rapport à la direction transverse de la tôle DT et b) changement de trajet correspondant à une orientation à 90° par rapport à la direction transverse de la tôle DT.



Il ressort de cette analyse que les deux alliages ne présentent pas la même évolution que ce soit vis à vis du comportement mécanique ou de la transformation martensitique, dans le cas de sollicitations non proportionnelles. Il existe néanmoins une propriété commune à ces deux matériaux : les courbes de traction après un changement de trajet de chargement présentent une perte d'écrouissage. On peut expliquer ce comportement par l'activation de systèmes de glissement différents qui sont mis en jeu lors du changement d'orientation de la sollicitation. Ainsi de nouveaux sites de germination martensitique sont créés lors du processus de transformation. Les sites de glissement précédemment inactifs lors de la prédéformation s'activent lorsque le matériau est sollicité dans une nouvelle direction ; l'alliage est comme "vierge" au regard de la transformation. Ainsi l'adoucissement résultant de la germination de noyaux de  $\alpha'$  conduit à une baisse des niveaux de contraintes.

La nuance 301LN ne réagit pas identiquement lorsque le changement d'orientation consécutif à la modification de la sollicitation s'effectue à  $45^\circ$  ou à  $90^\circ$  par rapport à la direction transverse (qui est ici la direction de sollicitation). Pour un changement d'orientation à  $90^\circ/DT$ , les cinétiques de transformation sont quasi-identiques. Les nouveaux germes martensitiques se développent donc de la même manière que dans la direction transverse. On n'enregistre donc aucune perte de ductilité pour des essais dans cette direction. Le constat est différent dans la direction  $45^\circ/DT$ . Pour les faibles niveaux de déformation, on a vu que la cinétique de transformation suivait celle que l'on obtient sans changement d'orientation dans la direction  $45^\circ$ . Ainsi lorsque les sites de germination éventuels ne sont pas épuisés, la cinétique est plus lente. Cependant, on a aussi montré que les valeurs finales de fraction volumique restaient comparables dans les directions  $45^\circ$  et  $DT$ , alors la déformation homogène de l'alliage n'est pas affectée.

Dans le cas de l'acier 201, si on enregistre une diminution de l'écrouissage, la ductilité au contraire est favorisée par une modification du trajet de sollicitation. Les cinétiques de transformation relevées pour un changement d'orientation de  $45^\circ$  montrent que la cinétique de transformation est celle de la nouvelle orientation. Lorsque l'orientation de la sollicitation varie de  $0^\circ$  à  $90^\circ$ , la fraction volumique de martensite atteint une valeur seuil ( $f_{\alpha'} \simeq 0,13$ ) qui permet toutefois un bon écoulement du matériau même si la proportion de martensite est deux fois plus basse que les valeurs finales atteintes sans changement d'orientation. La stabilité de cet alliage doit tempérer la sensibilité de cet alliage aux chargements non proportionnels.

### V.3.3 Conclusion partielle

Malgré le caractère isotrope des tôles 301LN et 201 dans leur état initial, le comportement en traction de ces deux alliages présente des différences selon l'orientation du prélèvement des éprouvettes dans la tôle ; en particulier pour l'orientation à  $45^\circ$  par rapport à la direction transverse de la tôle. Cette différence s'exprime également pour les courbes de fraction volumique en fonction de la déformation identifiées à  $23^\circ C$ . Celles-ci se situent en-dessous de celles ( $DT$  et  $DL$ ) obtenues dans les autres directions de prélèvement, signe d'une transformation moins accrue.

Lorsque ces matériaux sont sollicités selon des trajets de chargement non proportionnels i.e. lorsqu'il y a successivement deux chargement d'orientations différentes, on remarque un affaiblissement de l'écrouissage dans ces alliages marqué sur les courbes de traction par une diminution du niveau de contrainte. Le changement d'orientation de la sollicitation entraîne l'activation de nouveaux systèmes de glissement et la formation de nouveaux germes

de martensite. Cette germination liée à un adoucissement du matériau est la cause de l'atténuation de l'écrouissage observé.

La mesure des fractions volumiques correspondantes montre un comportement différent entre les deux aciers. Dans le cas de la nuance 301LN, un changement d'orientation de la direction transverse DT à 45° fait passer de la courbe de cinétique obtenue dans la direction DT à la courbe de cinétique obtenue à 45° lors de chargement proportionnel. Comme on l'a indiqué précédemment, la cinétique de transformation étant plus lente dans ce cas, et les valeurs plus faibles de  $f_{\alpha'}$  conduisent à une décroissance de la déformation homogène. Dans le cas de l'acier 201, l'effet d'hérédité est plus marqué. La fraction volumique de martensite mesurée après un changement d'orientation atteint une valeur seuil. On observe cependant des valeurs de déformation homogène plus importantes.

## V.4 Discussion

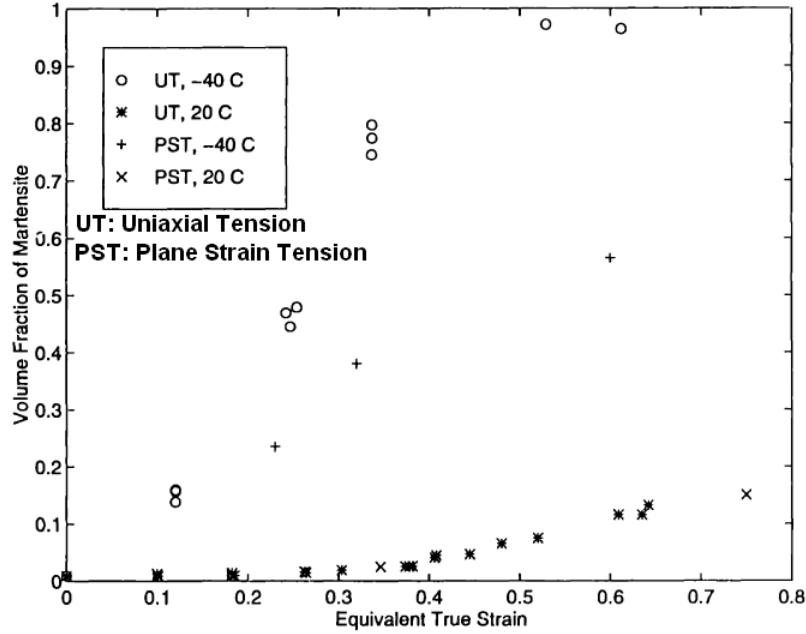
La transformation martensitique est le phénomène qui régit le comportement des alliages austénitiques instables 301LN et 201. Une bonne description de la cinétique de transformation est donc l'étape préalable à la modélisation du comportement de ces matériaux.

Le modèle de cinétique proposé dans cette étude dépend du taux de déformation, de la température et de la pression. Ce dernier paramètre est représenté via le taux de triaxialité des contraintes et modéliser celui-ci comme une fonction linéaire croissante de la fraction volumique de martensite, est insuffisant pour décrire la cinétique de transformation pour tous les cas de sollicitation. Ceci est une indication des limitations de ce type de loi pour laquelle on ne considère que les paramètres  $\varepsilon$ ,  $T$  et  $\tau$ . D'autres auteurs [ (Diani et Parks, 1998), (Miller et McDowell, 1996), (Demania, 1995)] ont également rapporté une variation inattendue des proportions de martensite  $\alpha'$  formée dans un alliage 304L (figure V.20) avec  $\tau$ . Ces derniers trouvent des valeurs de  $f_{\alpha'}$  plus importantes en traction simple ( $\tau=0,33$ ) qu'en déformation plane ( $\tau=0,57$ ). Ces auteurs suggèrent, de même que dans cette étude, qu'en plus de l'état de contrainte, l'état de déformation local joue un rôle dans la formation de la martensite  $\alpha'$ . La croissance des germes de  $\alpha'$  dépendrait de l'état de déformation locale du grain dans lequel se produit l'intersection de bandes de cisaillement conduisant à ce germe. La différence d'état de déformation locale des sites de germination éventuels en traction plane et en traction uniaxiale semble déterminer l'occurrence de la formation d'embryons martensitiques. Une connaissance de l'anisotropie en cours de déformation dans la phase martensitique pourrait indiquer la présence de variants plus ou moins favorables selon l'état de déformation donné.

Grâce au comportement en cisaillement, le coefficient  $\lambda$  de la loi de cinétique thermodynamique a pu être identifié. Le paramètre  $\delta$  traduisant le travail de la pression dans cette loi peut être estimé. L'influence de la pression sur la plasticité des aciers TRIP a déjà été discuté dans la littérature [(Pyshmintsev *et al.*, 2002), (Sherif *et al.*, 2004)]. S'agissant de l'évolution de la fraction d'austénite résiduelle  $f_{\gamma_0}$  dans ces alliages, le paramètre  $\delta$  a été introduit [(Pyshmintsev *et al.*, 2002)] tel que :

$$\ln \frac{f_{\gamma}}{f_{\gamma_0}} = (cte - \delta P)\varepsilon \quad (V.6)$$

L'augmentation de volume lié à la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  est contrecarrée par l'effet d'une compression hydrostatique. Le coefficient  $\delta$  est de l'ordre de grandeur du rapport  $\frac{\Delta V_{\gamma \rightarrow \alpha'}}{\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}}$



**Fig. V.20** – Cinétique de transformation d'un alliage 304L sollicité en traction simple et déformation plane [(Demania, 1995)] à 20°C et -40°C; sensibilité négative au taux de triaxialité des contraintes.

où  $\Delta V^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  est la variation de volume molaire liée à la transformation et  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  l'énergie libre de transformation. L'expansion latérale normale à une plaquette de martensite  $\alpha'$  est de l'ordre de 4% [(LBB, )]. En prenant la valeur 0,2875 nm pour le paramètre de maille de la martensite  $a_{\alpha'}$ , on trouve que  $\Delta V^{\gamma \rightarrow \alpha'} = 3,5 \cdot 10^{-7} \text{ m}^3/\text{mol}$ . Avec  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = 4528 \text{ J/mol}$  issu des données thermodynamiques à 23°C, on arrive au resultat suivant :

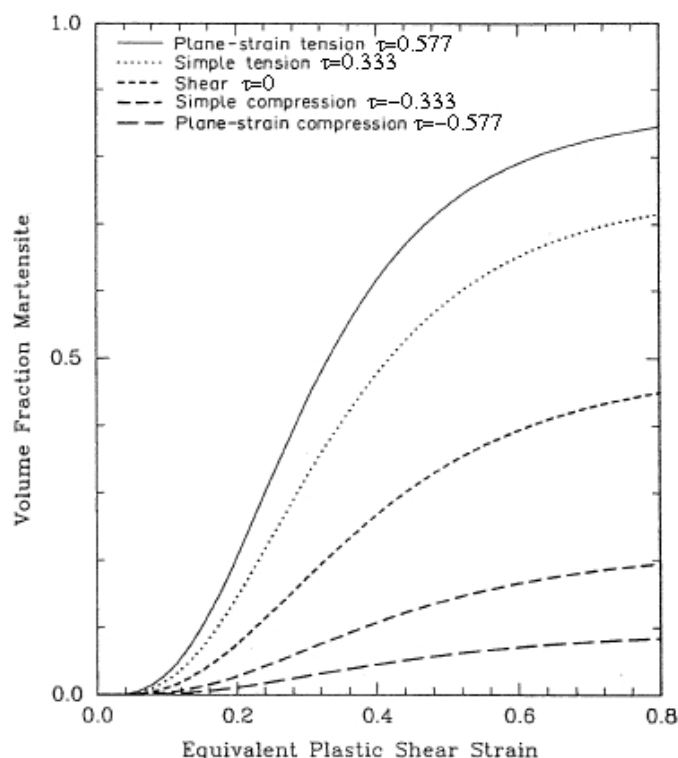
$$\delta \approx \frac{\Delta V^{\gamma \rightarrow \alpha'}}{\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}} \approx 7,7 \cdot 10^{-11} \text{ m}^3/\text{J}$$

Ainsi on peut comparer les valeurs de  $\delta$  obtenues en traction pour les températures -40°C, 23°C et 40°C avec cette valeur. On a trouvé  $\delta(23^\circ\text{C}) = 4,3 \cdot 10^{-10} \text{ Pa}^{-1}$  à partir de la cinétique de transformation expérimentale<sup>6</sup>, soit un facteur de plus de 5 entre ces deux valeurs. Ceci reste tout de même encourageant compte tenu du fait qu'on n'a pu faire qu'une estimation grossière de l'ordre de grandeur de  $\delta$ ; de plus la valeur de  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  issue des simulations de Thermocalc reste très approximative.

La loi de cinétique proposée par Olson et Cohen reste macroscopique et comme pour le modèle proposé dans cette étude, ne permet pas de reproduire l'effet de l'état local de contrainte et de déformation sur la proportion de martensite formée. Stringfellow [(Stringfellow *et al.*, 1992)] ont proposé un modèle de cinétique décrit au chapitre II. L'évaluation par analyse numérique des cinétiques de transformation théoriques obtenues à partir de ce modèle prévoit la cinétique de transformation la plus élevée pour le taux de triaxialité maximal (figure V.21). Ce modèle semble donc également être pris en défaut par les expériences.

L'importance de l'état local de déformation est aussi mis en exergue lors de changement de trajet de chargement. Comme la germination de martensite se produit pour des systèmes

<sup>6</sup>Résolution de l'équation aux dimensions :  $\frac{\text{m}^3}{\text{J}} = \frac{\text{m}^3}{\text{N} \cdot \text{m}} = \frac{\text{m}^2 \cdot \text{m}}{\text{N} \cdot \text{m}} = \frac{\text{m}^2}{\text{N}} = \text{Pa}^{-1}$

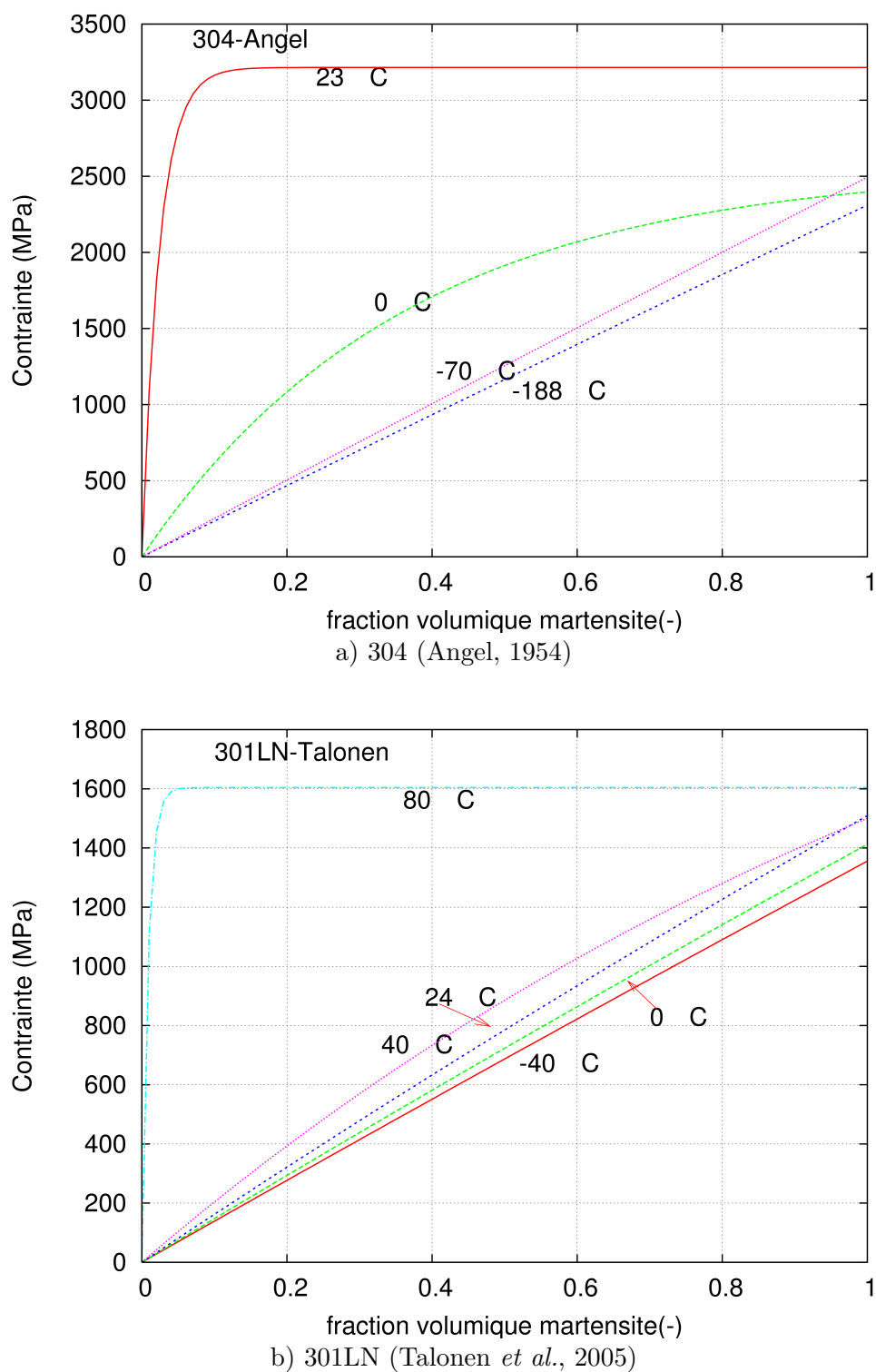


**Fig. V.21** – Influence du taux de triaxialité des contraintes sur la cinétique de transformation d'un acier austénitique [(Young, 1988)] à 100°C.

de glissement fraîchement activés, il paraît important d'identifier ces systèmes afin de prédire l'évolution de la transformation. Pour combler ces insuffisances et afin de prendre en compte l'état local de déformation dans les grains austénitiques, il est indispensable d'identifier les systèmes de glissement activés en fonction de la sollicitation. Les efforts en termes de modélisation de cinétique doivent être portés sur la modélisation des champs de contrainte et de déformation à l'échelle cristalline.

La loi de comportement écrite pour les alliages 301LN et 201 est basée sur une nouvelle approche sortant des sentiers des modèles de composite généralement employés pour ce type de matériaux. Les essais de traction à deux niveaux de température ont permis de mettre en évidence la participation de la germination de phase  $\alpha'$  à l'écoulement plastique dans les alliages 301LN et 201. La transformation martensitique comme un mode de déformation a été intégrée dans un modèle simple basée sur une loi des mélanges, dans lequel la fraction volumique de martensite est le paramètre contrôlant l'écoulement de cette phase. Ce modèle a par ailleurs été testé sur d'autres nuances austénitiques. Il s'agit de la nuance 304 issue des études de Angel [(Angel, 1954)] et une nuance 301LN provenant des études plus récentes de Talonen [(Talonen *et al.*, 2005)] (figure V.22). Le comportement de la phase  $\alpha'$  est similaire à celui observé sur les nuances 301LN et 201 de notre étude, confirmant l'hypothèse de transformation martensitique comme mode déformation et introduit dans le modèle de comportement en traction uniaxiale.

Cet effet "adoucissant" de la transformation, prépondérant aux faibles taux de  $f_{\alpha'}$ , revêt une importance particulière lors des changements de trajet de chargement. En effet le processus de transformation se renouvelant pour d'autres systèmes de glissement et donc



**Fig. V.22** – Courbe contrainte - fraction volumique de martensite  $\alpha'$  pour les nuances 304 [(Angel, 1954)] et 301LN [(Talonen *et al.*, 2005)].

d'autre bandes de cisaillement, les modes de transformation en seront influencés. Higo et al. [(Higo *et al.*, 1974)] ont observé sur des monocristaux d'un alliage  $FeCr_{17,7}Ni_{13,6}$ , une forte dépendance entre la répartition des variants de martensite  $\alpha'$  d'orientation Kurdjumov-

Sachs (orientation la plus commune dans les aciers inoxydables austénitiques [(Nishiyama, 1971)]) et la direction de la contrainte à l'origine de la transformation. De plus, les deux bandes de cisaillement dont l'intersection génère un embryon de martensite sont telles que la première bande est produite selon une direction directement dépendante de l'orientation de la sollicitation tandis que la seconde est issue de la contrainte interne créée par la formation de la première bande. L'orientation de la contrainte macroscopique joue donc un rôle dans la sélection des variants de transformation à l'échelle microscopique.

Ces considérations une fois de plus abondent dans le sens des modèles de transformation et de comportement mécaniques associés, traités à l'échelle de la plasticité cristalline. Ceci est d'autant plus vrai que les modes de déformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  et maclage, dont l'influence sur le comportement de l'alliage 201 a été montré au chapitre précédent, ne sont pas explicitement introduits dans la loi de mélange présentée. La modélisation de la phase  $\gamma$  par un écrouissage isotrope macroscopique est une approche trop simpliste pour représenter tous les modes de déformation identifiés.



---

## **Chapitre -VI-**

# **Conclusions et perspectives**

---



## Conclusions générales

Les objectifs de cette étude étaient d'identifier les mécanismes physiques de la transformation martensitique dans deux aciers inoxydables austénitiques instables pour des applications structurales automobile. On a également voulu relier dans ce travail, les microstructures formées dans les conditions thermomécaniques représentatives des conditions de formage et de crash, avec les propriétés mécaniques relevées dans les alliages 301LN et 201. Une large gamme de température, de vitesse de déformation et divers trajets de chargement ont été explorés sur ces deux aciers. Ainsi, on a pu :

- Comparer les mécanismes de déformation et de transformation dans les deux alliages 301LN et 201 par des méthodes d'identification aussi bien qualitatives (microscopie en transmission, diffraction de rayons X), que quantitatives (dosage magnétique à saturation).
- Déterminer l'influence des paramètres de température, de vitesse de déformation et de chargement à la fois sur la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  et incidemment sur les propriétés mécaniques des aciers étudiés.
- Proposer une loi de cinétique de transformation basée sur la thermodynamique et permettant une approche plus prédictive.
- Représenter la transformation martensitique comme un mode de déformation par l'identification du comportement mécanique en traction à partir d'une équation simple de type loi des mélanges.

Nous rappelons les principales conclusions issues de cette étude et indiquons vers quelles voies pourraient se poursuivre ce travail.

1. On a confirmé que les propriétés mécaniques en quasi-statique des alliages 301LN et 201 varient fortement avec la température dans le domaine Ms-Md. L'allongement homogène dans ce domaine de température passe par un maximum marqué (surtout dans l'alliage 301LN) aux environs de 80°C.
2. On a pu établir que la différence de composition chimique entre les deux alliages 301LN et 201 conduit à des modes de transformation propres à chaque nuance. L'acier 301LN, plus instable que l'acier 201, présente essentiellement la séquence de transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  avec la phase  $\alpha'$  se formant à l'intersection des systèmes de glissement produit par la déformation plastique tandis que dans l'alliage 201, la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  joue un rôle plus important. La différence de stabilité des deux alliages vis à vis de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  est qualitativement en accord avec les résultats de calculs thermodynamiques réalisés à l'aide du logiciel Thermocalc.
3. On a confirmé que la germination de la phase  $\alpha'$  dans ces alliages se produit préférentiellement aux intersections entre les bandes de déformation planaires. La germination de cette phase engendre un adoucissement "momentané" du matériau qui a été mis en évidence par la réalisation de test à deux niveaux de température.
4. Une différence notable entre les phases austénitiques des deux alliages a pu être mise en évidence. A la température ambiante, l'énergie de faute d'empilement de la nuance 201 est plus faible que celle de la nuance 301LN. Cette propriété se traduit par le fait que l'acier 201, bien qu'il soit plus stable que l'acier 301LN vis à vis de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , présente un écrouissage comparable. En d'autres termes, dans des conditions de mise en forme qui ne nécessitent que des taux de déformations limitées (environ 10%), l'acier 201 reste pratiquement stable, contrairement à l'acier 301LN.
5. Quand on abaisse la température, non seulement la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  est facilitée, mais on note également que les modes de déformation planaires (maclage) et la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  sont favorisés. Cet effet est directement lié à la variation

de l'énergie de faute d'empilement avec la température dans les deux alliages. Cette variation n'a pas pu être mesurée au cours de cette étude. Cependant les relations théoriques liant cette variation d'énergie de faute d'empilement à la variation d'entropie associée à la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  obtenue grâce aux données thermodynamiques ont permis d'expliquer pourquoi un abaissement de température favorise la transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  dans les deux alliages et plus particulièrement dans l'acier 201.

6. Un dispositif expérimental a été développé pour la réalisation d'essais interrompus à très grande vitesse. L'évolution de la transformation martensitique en fonction de la vitesse de déformation a pu être étudiée, et ce à différentes températures initiales. En outre, les échauffements importants se produisant lors de ces essais ont pu être mesurés.
7. La transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  et, de façon plus générale, les modes de déformation planaires sont favorisés par les grandes vitesses de déformation. Un modèle simple faisant intervenir les contraintes en cours de déformation et la grande sensibilité de celles-ci à la vitesse a permis d'expliquer qualitativement ces observations.
8. Les essais interrompus à grande vitesse ont permis de montrer qu'en première approximation, il est possible de prévoir le taux de transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  dans la mesure où on tient compte des échauffements adiabatiques qui ont été mesurés. Cette conclusion n'est valable que lorsque la température initiale d'essai est inférieure à Md. Dans le cas contraire, on note que la vitesse de déformation promeut la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .
9. Une importante base expérimentale d'essais mécaniques (traction simple, traction plane, cisaillement et expansion équibiaxiale) a été établie et a servi de support pour l'identification d'une loi de cinétique de transformation originale. Cette loi a été comparée à celle de Olson et Cohen. Les résultats obtenus ont permis de mettre en évidence l'insuffisance de la représentation des effets de pression sur la transformation martensitique par le seul facteur de triaxialité des contraintes. L'état de déformation local nous semble une piste à envisager pour une description complète de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .
10. Un changement d'orientation de la sollicitation produit des effets marqués sur la cinétique de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Les différences observées entre les deux aciers pourraient provenir du fait que les taux de transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  sont largement différents.

## Perspectives envisagées

Malgré les nombreuses études déjà réalisées sur le sujet, la transformation martensitique dans les alliages inoxydables à effet TRIP soulève encore quelques questionnements. Un des axes d'amélioration passe par l'extension de la base expérimentale, et notamment une meilleure instrumentation des essais d'emboutissage (traction plane et expansion équibiaxiale). Ceci afin de mieux connaître les effets de chargement sur la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  et les propriétés mécaniques induites. Aucun des modèles actuels de cinétique de transformation ne permet de reproduire les évolutions expérimentales relevées dans une large gamme de valeurs de taux de triaxialité des contraintes.

La plupart des modèles existants utilisés pour décrire le comportement d'alliages austénitiques à effet TRIP négligent la contribution de la martensite  $\varepsilon$  et des macles. Ces modes de déformation ont pourtant une grande influence sur le comportement mécanique, notamment dans le cas des nuances 200 et sur les mécanismes de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Il s'avère primordial de quantifier ces phases, par diffraction de neutrons par exemple ou par les

techniques actuelles d'EBSD<sup>1</sup> comme initié dans les travaux de Gey et al. [(Gey *et al.*, 2005), (Humbert *et al.*, 2006)]. Le comportement des alliages étudiés présente un caractère complexe du fait de l'adoucissement momentané dans le matériau pendant la germination de phase puis du durcissement généré pendant la phase de croissance. Les schémas d'homogénéisation à employer doivent rendre compte de ce phénomène.

On peut aussi s'interroger sur la détermination des proportions de Mn à substituer au Ni pour la conception de nuances sans nickel. Les résultats rassemblés dans cette étude et qui s'appuient sur les données thermodynamiques de ces alliages peuvent s'avérer très utiles pour contrôler la stabilité des transformations martensitiques par la maîtrise des valeurs d'énergie de faute d'empilement. Il faut cependant garder à l'esprit que les défauts planaires, en nombre croissant, vont jouer le rôle de puits à hydrogène. La ségrégation de cet élément aux joints de phases augmente les risques de rupture différée après des opérations de mise en forme. Par ailleurs, ces nuances initialement envisagées à cause de l'intérêt économique du manganèse, sont de moins en moins compétitives. En effet, dans le contexte économique actuel, à cause des spéculations sur les matières premières, le cours du manganèse est de moins en moins stable (figure VI.1). Dans ces conditions, des questions se posent sur la viabilité à long terme de ces solutions pour les applications automobile.



**Fig. VI.1** – Evolution des prix de vente du Mn. Prix (en dollar par livre) évalués sur le London Market Exchange. Source : [www.MetalPrices.com](http://www.MetalPrices.com).

<sup>1</sup>Electron Back Scattered Diffraction

# Annexes



---

**Annexe -A-**

**La famille des aciers inoxydables  
austénitiques**

---

## **A.1 Tableau de composition chimique des aciers inoxydables austénitiques**

### Standard 300 series austenitic grades

Designation			Chemical composition % by mass max unless stated								
UNS No	SAE No	AISI No / Common Name	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Others
S30100	30301	301	0.15	1.00	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	-	6.00/8.00	N 0.10
S30103	-	301L	0.03	1.00	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	-	6.00/8.00	N 0.20
S30153	-	301LN	0.03	1.00	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	-	6.00/8.00	N 0.07/0.20
S30200	30302	302	0.15	0.75	2.00	0.045	0.030	17.0/19.0	-	8.00/10.0	-
S30215	30302B	302B	0.15	2.00/3.00	2.00	0.045	0.030	17.0/19.0	-	8.00/10.0	-
S30300	30303	303	0.15	1.00	2.00	0.20	0.15 min	17.0/19.0	0.60	8.00/10.0	Zr 0.60
S30310	-	XM-5 (303Plus x)	0.15	1.00	2.50/4.50	0.20	0.25 min	17.00/19.00	-	7.00/9.00	-
S30323	30303Se	303Se	0.15	1.00	2.00	0.20	0.060	17.0/19.0	-	8.00/10.0	Se 0.15 min
S30330	-	303Cu	0.15	1.00	2.00	0.15	0.10 min	17.00/19.00	-	6.00/10.00	Cu 2.5/4.00; Se 0.10
S30400	30304	304	0.08	0.75	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	-	8.00/10.5	-
S30403	30304L	304L	0.03	0.75	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	-	8.00/12.0	-
S30430	-	302HQ	0.03	1.00	2.00	0.045	0.030	17.0/19.0	-	8.0/10.0	Cu 3.0/4.0
S30452	-	XM-21 (304HN)	0.08	1.00	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	-	8.00/10.00	N 0.16/0.30
S30453	-	304LN	0.030	0.75	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	-	8.00/12.0	N 0.10/0.16
S30454	-	-	0.03	1.00	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	-	8.0/11.0	N 0.16/0.30
S30500	30305	305	0.12	1.00	2.00	0.045	0.030	17.0/19.0	-	10.5/13.0	-
S30800	30308	308	0.08	1.00	2.00	0.045	0.030	19.0/21.0	-	10.0/12.0	-



S31600	30316	316	0.08	1.00	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	2.00/3.00	10.0/14.0	-
S31603	30316L	316L	0.03	1.00	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	2.00/3.00	10.0/14.0	-
S31635	-	316Ti	0.08	0.75	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	2.00/3.00	10.0/14.0	Ti 5x (C+N) / 0.70
S31640	-	316Cb	0.08	0.75	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	2.00/3.00	10.0/14.0	Nb 10x C / 1.10
S31653	-	316LN	0.03	0.75	2.00	0.045	0.030	16.0/18.0	2.00/3.00	10.0/14.0	N 0.10/0.16
S31700	30317	317	0.08	1.00	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	3.00/4.00	11.0/15.0	-
S31703	-	317L	0.030	0.75	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	3.00/4.00	11.0/15.0	N 0.10
S31725	-	317LM	0.030	0.75	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	4.0/5.0	13.5/17.5	N 0.20
S31726	-	317LMN	0.030	0.75	2.00	0.045	0.030	17.0/20.0	4.0/5.0	13.5/17.5	N 0.10/0.20
S31753	-	317LN	0.030	0.75	2.00	0.045	0.030	18.0/20.0	3.0/4.0	11.0/15.0	N 0.10/0.20
S32100	30321	321	0.08	1.00	2.00	0.045	0.030	17.0/19.0	-	9.00/12.0 5	Ti 5 x C min
S34700	30347	347	0.08	1.00	2.00	0.045	0.030	17.0/19.0	-	9.00/13.0	Nb+Ta 10 x C min
S34720	-	347F	0.08	1.00	2.00	0.040	0.18/0.35	17.00/19.00	0.75	9.00/12.00	Nb 10xC / 1.10; Cu 0.75; Ta 0.05
S34723	-	347FSe	0.08	1.00	2.00	0.11/0.17	0.030	17.00/19.00	0.75	9.00/12.00	Nb 10xC / 1.10; Cu 0.75; Se 0.15/0.35; Ta 0.05
S34800	30348	348	0.08	0.75	2.00	0.045	0.030	17.0/19.0	-	9.00/13.0	Nb+Ta 10 x C / 1.00; Ta:0.10 max; Co 0.20
S38400	30384	384	0.08	1.00	2.00	0.045	0.030	15.0/17.0	-	17.0/19.0	-

### Standard 200 series austenitic grades

Designation			Chemical composition % by mass max unless stated								
UNS No	SAE No	AISI No / Common Name	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Others
S20100	30201	201	0.15	1.00	5.50/7.50	0.060	0.030	16.0/18.0	-	3.50/5.50	N 0.25
S20103	-	-	0.03	0.75	5.5/7.5	0.045	0.030	16.0/18.0	-	3.5/5.5	N 0.25
S20153	-	-	0.03	0.75	6.4/7.5	0.045	0.015	16.0/17.5	-	4.0/5.0	N 0.10/0.25; Cu 1.00
S20161	-	Gall-Tough	0.15	3.0/4.0	4.0/6.0	0.040	0.040	15.0/18.0	-	4.0/6.0	N 0.08/0.20
S20162	-	-	0.15	2.5/4.5	4.0/8.0	0.040	0.040	16.5/21.0	0.05/0.25	6.0/10.0	N 0.05/0.25
S20200	30202	202	0.15	1.00	7.50/10.0	0.060	0.030	17.0/19.0	-	4.00/6.00	N 0.25
S20300	-	XM-1 (203EZ)	0.08	1.00	5.0/6.5	0.045	0.18/0.35	16.0/18.0	-	5.0/6.5	Cu 1.75/2.25
S20400	-	-	0.030	1.00	7.0/9.0	0.040	0.030	15.0/17.0	-	1.50/3.00	N 0.15/0.30
S20500	-	205	0.12/0.25	1.00	14.0/15.5	0.060	0.030	16.5/18.0	-	1.0/1.7	N 0.32/0.40
S20910	-	XM-19 (Nitronic 50)	0.06	0.75	4.0/6.0	0.040	0.030	20.5/23.5	1.50/3.00	11.5/13.5	Nb 0.10/0.30; V 0.10/0.30
S21400	-	XM-31 (Tenelon)	0.12	0.30/1.00	14.0/16.0	0.045	0.030	17.0/18.5	-	1.00	-
S21460	-	XM-14	0.12	0.75	14.0/16.0	0.060	0.030	17.0/19.0	-	5.0/6.0	N 0.35/0.50
S21600	-	XM-17 (216)	0.08	0.75	7.5/9.0	0.045	0.030	17.5/22.0	2.00/3.00	5.0/7.0	N 0.25/0.50
S21603	-	XM-18 (216L)	0.03	0.75	7.5/9.0	0.045	0.030	17.5/22.0	2.00/3.00	5.0/7.0	N 0.25/0.50
S21800	-	Nitronic 60	0.10	3.5/4.5	7.0/9.0	0.060	0.030	16.0/18.0	-	8.0/9.0	N 0.08/0.18

S21900	-	21-6-9 (Nitronic 40)	0.08	1.00	8.00/10.00	0.045	0.030	19.0/21.50	-	5.50/7.50	N 0.15/0.40
S21904	-	XM-11 (Nitronic 40)	0.04	1.00	8.00/10.00	0.045	0.030	19.00/21.50	-	5.50/7.50	N 0.15/0.40
S24000	-	XM-29 (Nitronic 33)	0.08	0.75	11.5/14.5	0.060	0.030	17.0/19.0	-	2.3/3.7	N 0.20/0.40
S24100	-	18-2Mn (Nitronic 32)	0.15	1.00	11.0/14.0	0.045	0.030	16.5/19.00	-	0.50/2.50	N 0.20/0.45
S28200	-	18-18 Plus	0.15	1.00	17.00/19.00	0.045	0.030	17.00/19.00	0.75/1.25	-	N 0.40/0.60; Cu 0.75/1.25

### Special austenitic grades

Designation			Chemical composition % by mass max unless stated								
UNS No	SAE No	AISI No / Common Name	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Others
N08020	-	20Cb-3	0.07	1.00	2.00	0.045	0.035	19.0/21.0	2.00/3.00	32.0/38.0	Cu 3.0/4.0; Nb 8xC / 1.00
N08024	-	20Mo-4	0.03	0.50	1.00	0.035	0.035	22.50/25.00	3.50/5.00	35.00/40.00	Cu 0.50/1.50; Nb+Ta 0.15/0.35
N08026	-	20Mo6	0.03	0.50	1.00	0.03	0.03	22.00/26.00	5.00/6.70	33.0/37.20	Cu 2.00/4.00; N 0.10/0.16
N08028	-	Sanicro28	0.030	1.0	2.50	0.030	0.030	26.0/28.0	3.0/4.0	30.0/34.0	Cu 0.6/1.4
N08366	-	AL-6X	0.035	1.00	2.00	0.040	0.030	20.00/22.00	6.00/7.00	23.50/25.50	-
N08367	-	AL-6XN	0.030	1.00	2.00	0.040	0.030	20.0/22.0	6.0/7.0	23.5/25.5	Cu 0.75; N 0.18/0.25
N08700	-	JS700	0.04	1.00	2.00	0.040	0.030	19.0/23.0	4.3/5.0	24.0/26.0	Cu 0.50; Nb 8xC / 0.40
N08904	-	904L	0.020	1.00	2.00	0.045	0.035	19.0/23.0	4.0/5.0	23.0/28.0	Cu 1.0/2.0
N08925	-	1925hMo	0.020	0.50	1.0	0.045	0.030	19.0/21.0	6.0/7.0	24.0/26.0	Cu 0.8/1.5; N 0.1/0.2
N08926	-	-	0.020	1.50	2.00	0.030	0.010	19.0/21.0	6.0/7.0	24.0/26.0	Cu 0.5/1.5; N 0.15/0.25
S30600	-	Cronifer 1815 LCSi	0.018	3.7/4.3	2.00	0.020	0.020	17.0/18.5	0.20	14.0/15.5	Cu 0.50
S30601	-	-	0.015	5.0/5.6	0.50/0.80	0.030	0.013	17.0/18.0	0.20	17.0/18.0	Cu 0.05; N 0.35
S31050	-	310MoLN	0.020	0.50	2.00	0.030	0.010	24.0/26.0	1.60/2.60	0.09/0.15	N 0.09/0.15
S31254	-	254SMO	0.020	0.80	1.00	0.030	0.010	19.5/20.5	6.0/6.5	17.5/18.5	Cu 0.50/1.00; N 0.18/0.22
S31266	-	-	0.030	1.00	2.0/4.0	0.035	0.020	23.0/25.0	5.2/6.2	21.0/24.0	Cu 1.00/2.50; N 0.35/0.60; W 1.50/2.50
S31277	-	-	0.020	0.50	3.00	0.030	0.010	20.5/23.0	6.5/8.0	26.0/28.0	Cu 0.5/1.50; N 0.30/0.40
S32050	-	-	0.030	1.00	1.50	0.035	0.020	22.0/24.0	6.0/6.8	20.0/23.0	Cu 0.40
S32615	-	-	0.07	4.8/6.0	2.00	0.045	0.030	16.5/19.5	0.30/1.50	19.0/22.0	Cu 1.50/2.50

S32654	-	654SMO	0.020	0.50	2.0/4.0	0.030	0.005	24.0/25.0	7.0/8.0	21.0/23.0	Cu 0.30/0.60; N 0.45/0.55
S34565	-	Nirosta 4565S	0.030	1.00	5.0/7.0	0.030	0.010	23.0/25.0	4.0/5.0	16.0/18.0	N 0.40/0.60; Nb 10x C / 1.00
S35135	-	-	0.08	0.60/1.00	1.00	0.045	0.015	20.0/25.0	4.0/4.8	30./38.0	Ti 0.40/1.00
S38100	-	XM-15 (18-18-2)	0.08	1.50/2.50	2.00	0.030	0.030	17.0/19.0	-	17.5/18.5	-
S38815	-	-	0.030	5.5/6.5	2.00	0.040	0.020	13.0/15.0	0.75/1.50	13.0/17.0	Cu 0.75/1.50; Al 0.30

---

**Annexe -B-**

**Techniques expérimentales**

---

## B.1 Protocole de polissage

La microstructure initiale des deux alliages ont été révélées par microscopie optique. La préparation des échantillons nécessite deux étapes de polissage : un polissage mécanique et un polissage électrolytique ; cette dernière étape visant à supprimer les effets d'écrouissage introduits par le polissage mécanique.

### – Microscopie optique

	Polissage électrolytique	Attaque électrolytique
301LN	97% CH <sub>3</sub> COOH ; 3% HClO <sub>4</sub> temps : 5s tension : 85V	50% HNO <sub>3</sub> ; 50% H <sub>2</sub> O temps : 20s tension : 85V
	Polissage électrolytique	Attaque chimique
201		solution : réactif de Behara temps : 1-2mn température : 20°C

**Tab. B.1** – Paramètres de polissage des aciers 301LN et 201

### – Microscopie électronique

électrolyte :

- 225 ml acide acétique
- 225 ml butoxy-éthanol-2
- 100 ml acide perchlorique

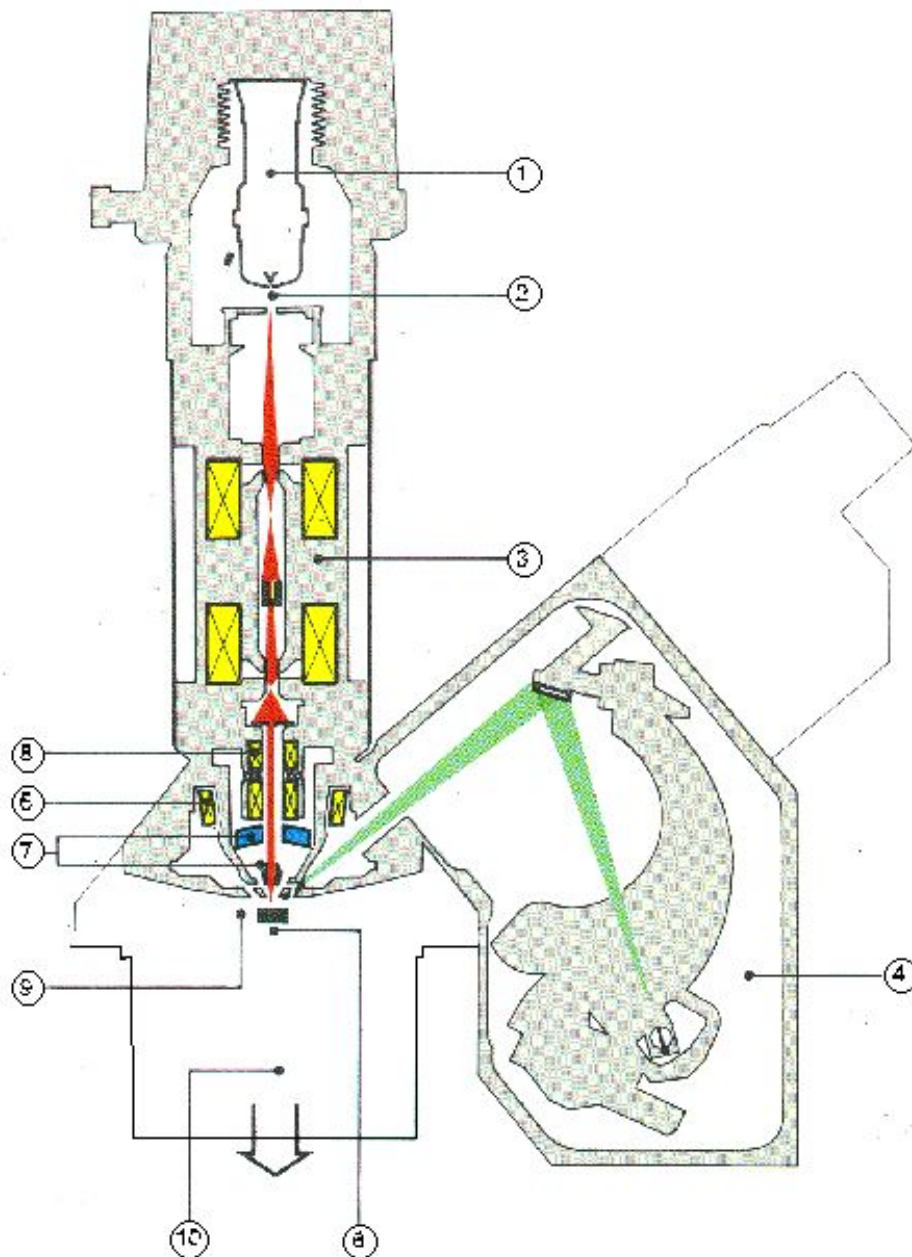
conditions électriques :

- tension 40 V
- courant 20 mA

température du bain : 15°C

## B.2 Microsonde de Castaing

La composition chimique des alliages a été confirmée par une analyse chimique à l'aide de la microsonde de Castaing. De même, la nature des inclusions présentes dans les alliages a été déterminée. Le principe de fonctionnement de ce dispositif est décrit par la figure B.1.



**Fig. B.1** – Microsonde de Castaing : illustration schématique du principe de fonctionnement. (1) Canon à électrons ; (2) Anode réglable à la distance du wehnelt ; (3) Colonne avec lentilles adaptables ; (4) Spectromètre ; (5) Lentille formée de mini-bobines ; (6) Platine à haute précision mécanique ; (7) Microscope optique à haute résolution ; (8) Bobines de balayage SEM ; (9) Introduction de l'échantillon ; (10) Système de pompage



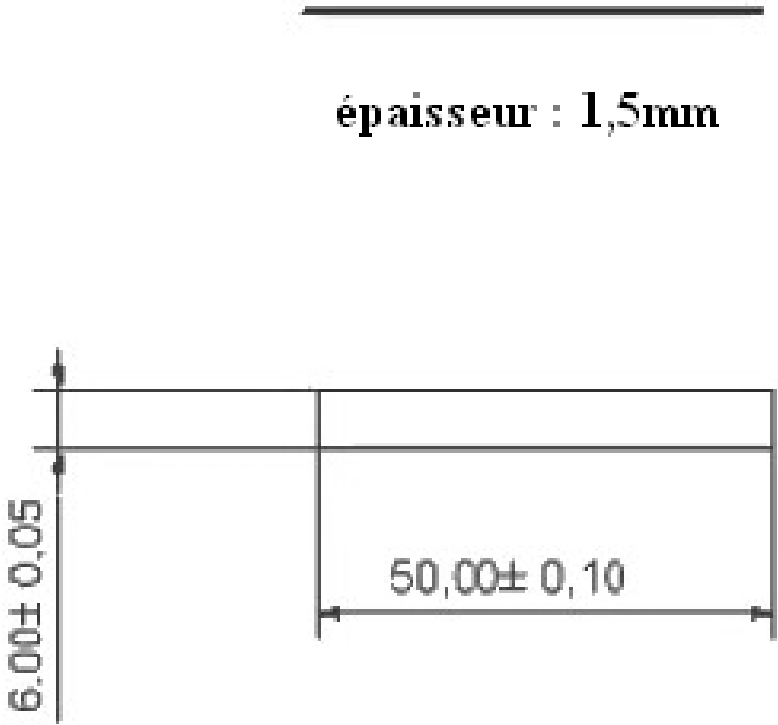
B.3 Dosage magnétique

Pour déterminer les fractions volumiques de martensite, on a utilisé le montage de dosage magnétique qui a été décrit au chapitre III. La géométrie des éprouvettes a été déterminée lors d’une étude précédente (Radu *et al.*, 2005). Pour satisfaire aux conditions de saturation magnétique, le rapport  $\frac{\text{longueur del'chantillon}}{\text{longueur delabobine}}$  doit être supérieur à 4. **Bobine de mesure**

longueur (mm)	largeur (mm)	épaisseur (mm)	nombre de spires N
10	6	1,5	532

**Tab. B.2** – Caractéristiques géométriques de la bobine de dosage magnétique

**Eprouvette de dosage magnétique**



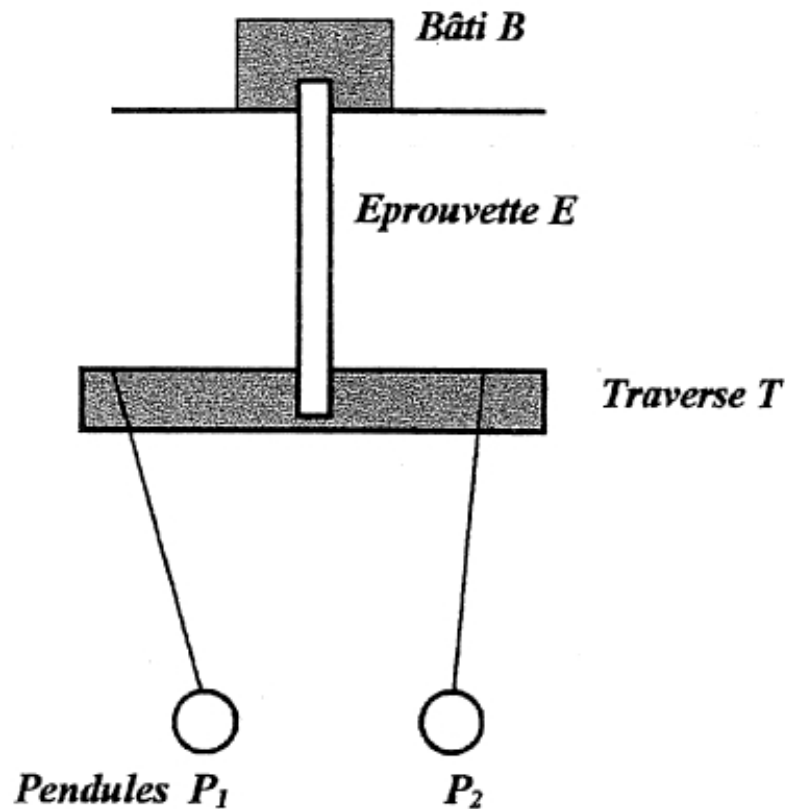
**Fig. B.2** – Eprouvette de dosage magnétique

## B.4 Elasticimétrie pendulaire

Les mesures du modules d'Young des deux aciers à température ambiante ont été réalisées au laboratoire LISMMA-Physique de l'Institut Supérieur de Mécanique de Paris. La mesure est basée sur le principe de l'élasticimétrie pendulaire. Ce principe est défini comme suit.

### B.4.1 Dispositif expérimental : pendule de flexion Le Rolland-Sorin

L'élasticimètre utilise la méthode dite des "pendules sympathiques" pour mettre en vibrations l'éprouvette E. Cette éprouvette est encastrée dans un bâti déformable B et à l'autre extrémité dans une traverse T qui supporte deux pendules identiques P1 et P2 (figure B.3). Les mesures ont été réalisées à 20°C et à une fréquence d'environ 5 Hz.



**Fig. B.3** – Pendule de flexion Le Rolland-Sorin pour mesure vibratoire du module d'élasticité

Le pendule P1 est écarté de sa position d'équilibre et se met à osciller. Son énergie d'oscillation se transmet au pendule P2 par l'intermédiaire de l'éprouvette E sollicitée en flexion. Le pendule P2 se met à osciller alors que l'amplitude du pendule P1 diminue puis s'annule. Puis les rôles des pendules P1 et P2 s'inversent : ce sont des "pendules sympathiques". La période  $\tau$  séparant deux arrêts successifs d'un même pendule permet de mesurer le module d'Young de l'éprouvette par la relation :

$$E = \frac{4\pi^2 M l^3}{3T^3} \cdot \frac{\tau}{J}$$

**E** module d'Young

**M** masse de l'un des pendules

**l** longueur de l'éprouvette

**T** période d'oscillation d'un pendule isolé ;  $T = 2\pi\sqrt{\frac{l}{g}}$  où g est l'accélération de la pesanteur

$\tau$  période de battement

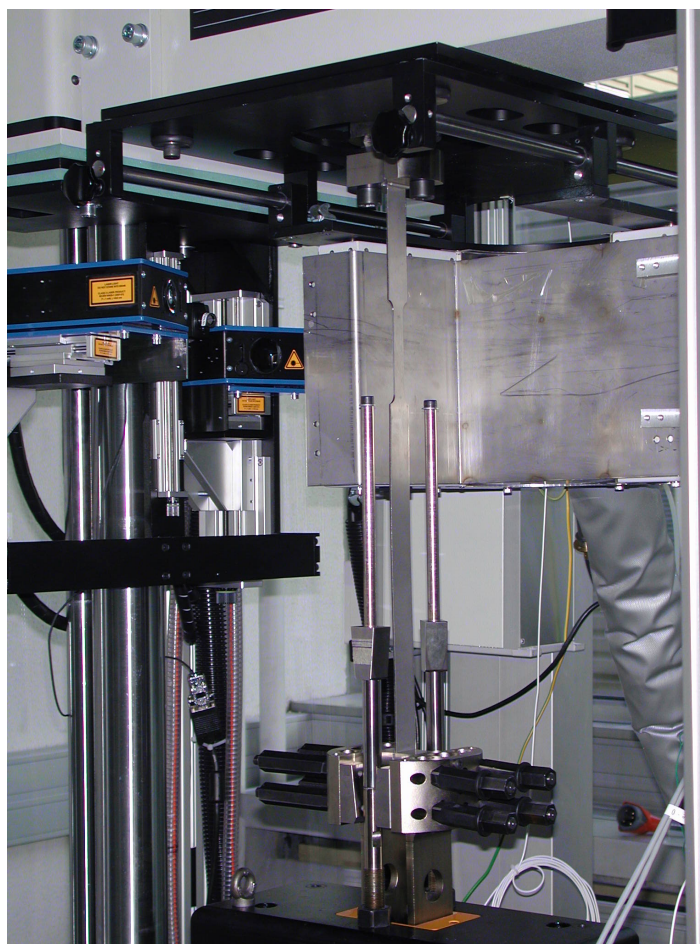
**J** moment d'inertie de la section de l'éprouvette par rapport à un plan normal à la traverse ;  
pour un éprouvette à section rectangulaire  $J = \frac{bh^3}{12}$  où b est la largeur de l'éprouvette  
et h, sa hauteur

## B.5 Traction à grande vitesse

### B.5.1 Dispositif expérimental

### B.5.2 Géométrie des éprouvettes

### B.5.3 Essai « interrompu »



**Fig. B.4** – Dispositif expérimental de la machine de traction à grande vitesse

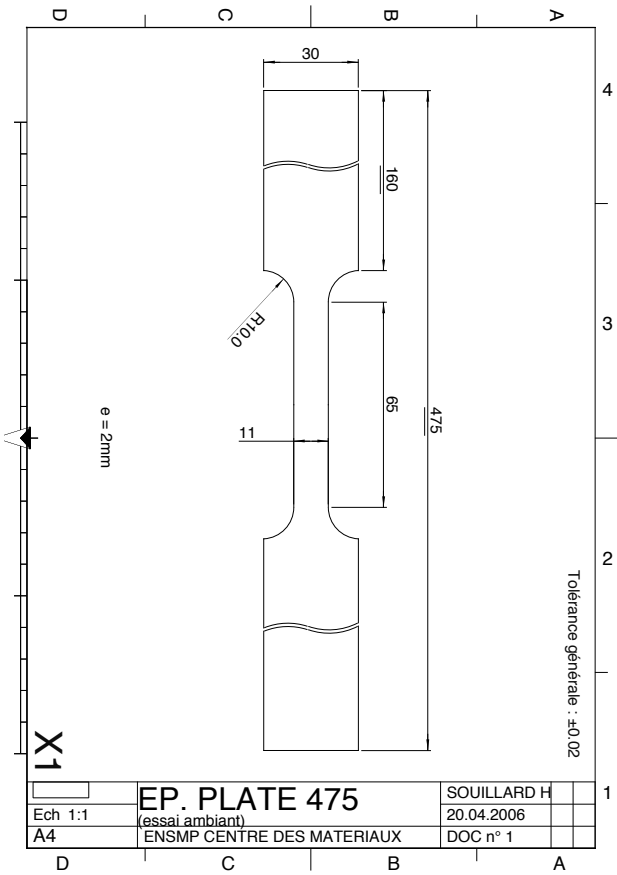
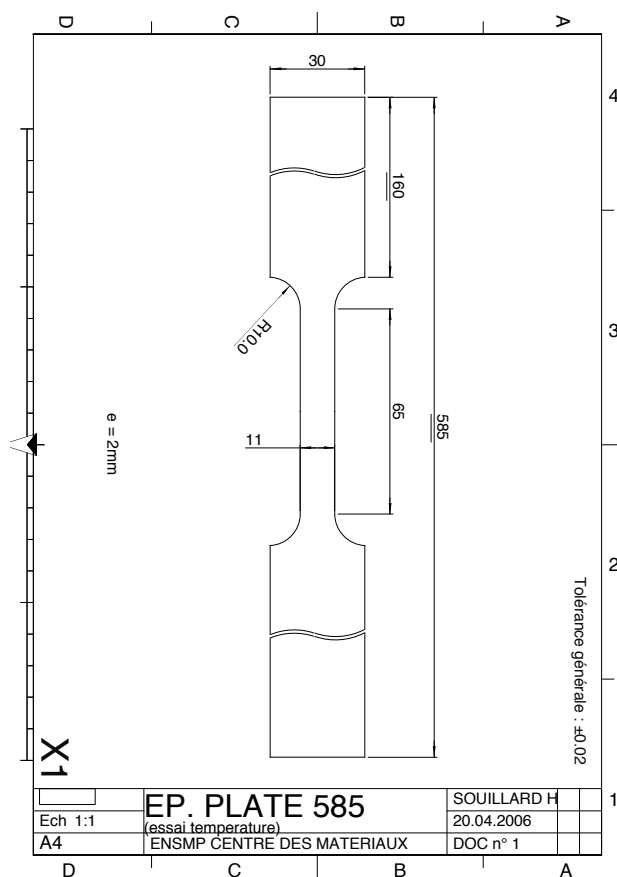
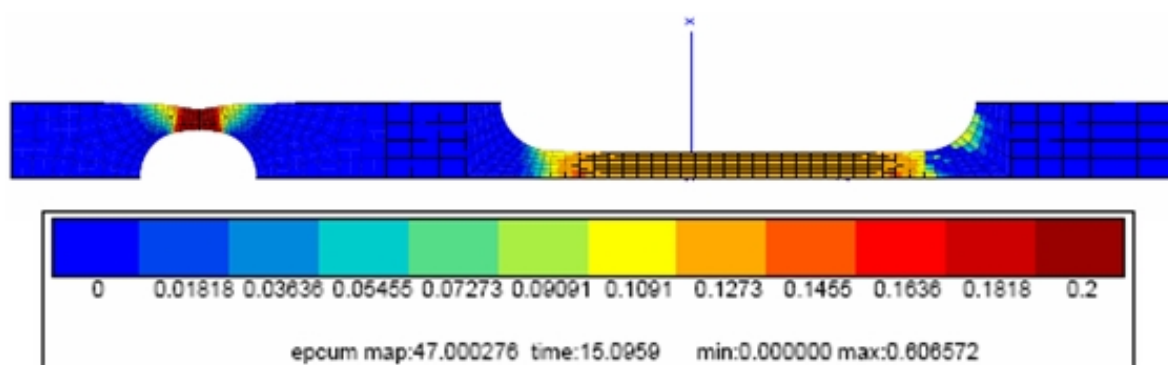


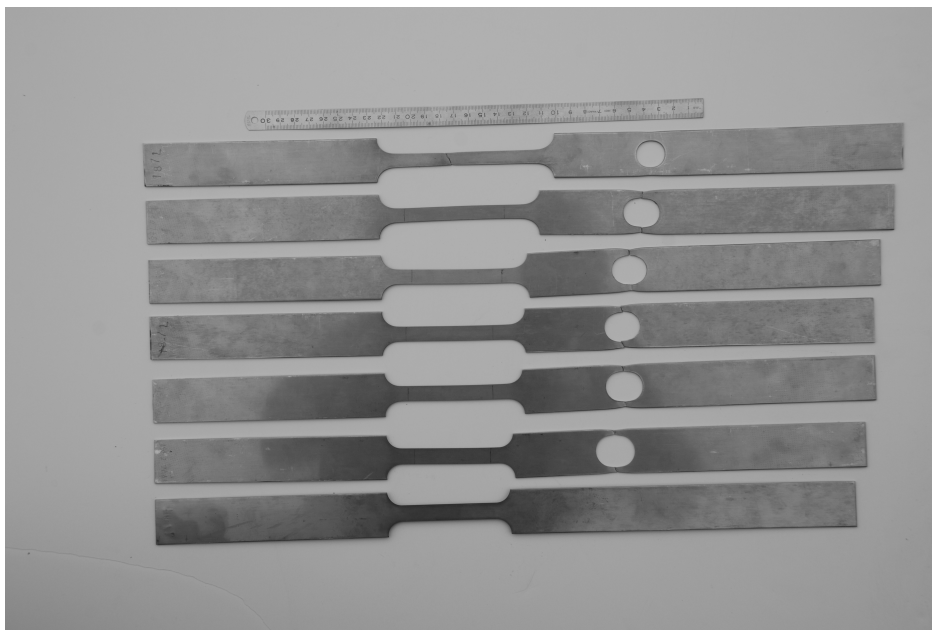
Fig. B.5 – Epreuve de traction à grande vitesse ; essai à l’ambiante



**Fig. B.6** – Epreuve de traction à grande vitesse ; essai en température



**Fig. B.7** – Epreuve simulée en traction à grande vitesse ; rupture du fusible et déformation de 0,12 dans le fut



**Fig. B.8** – Eprouvettes sollicitées en traction à grande vitesse ; rupture du fusible

---

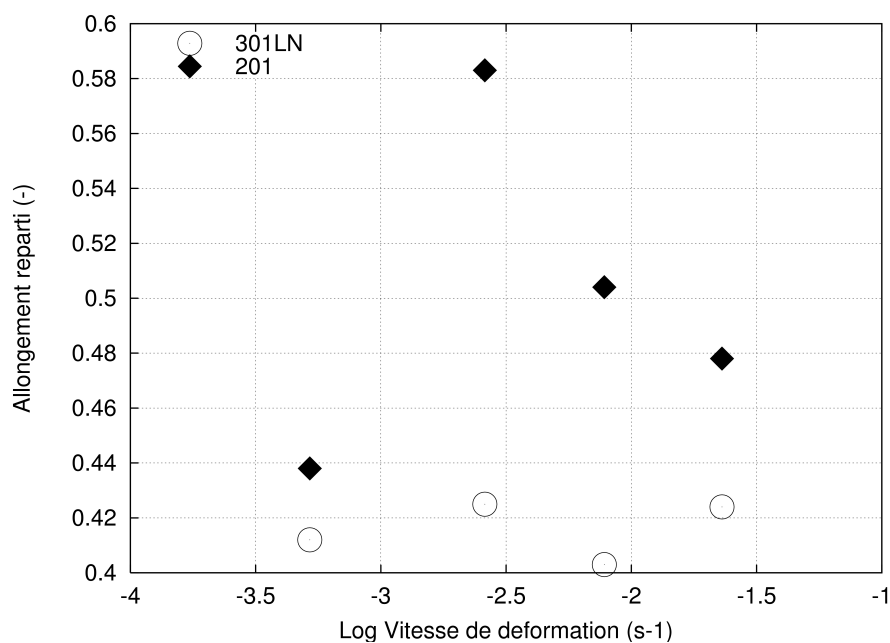
**Annexe -C-**

# **Réponse mécanique**

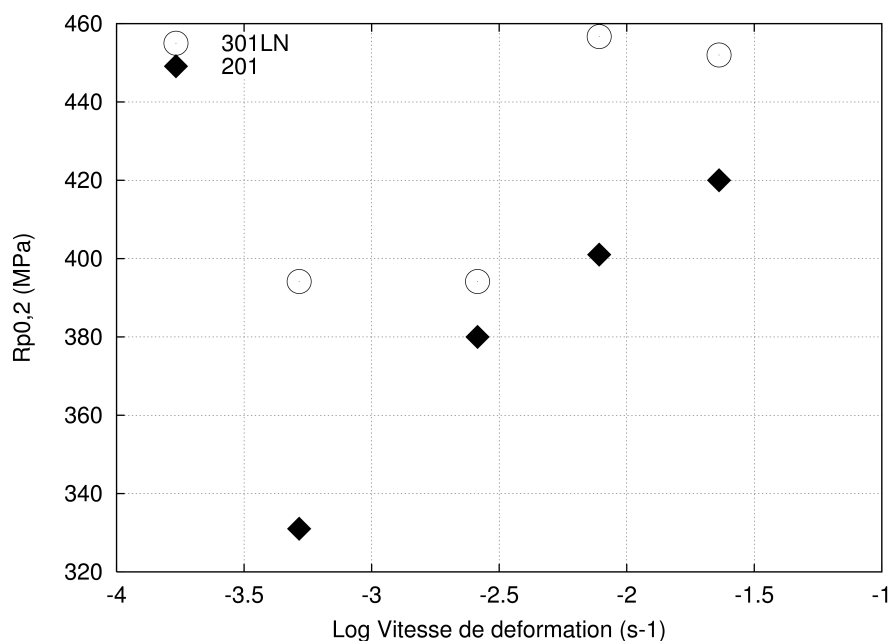
---



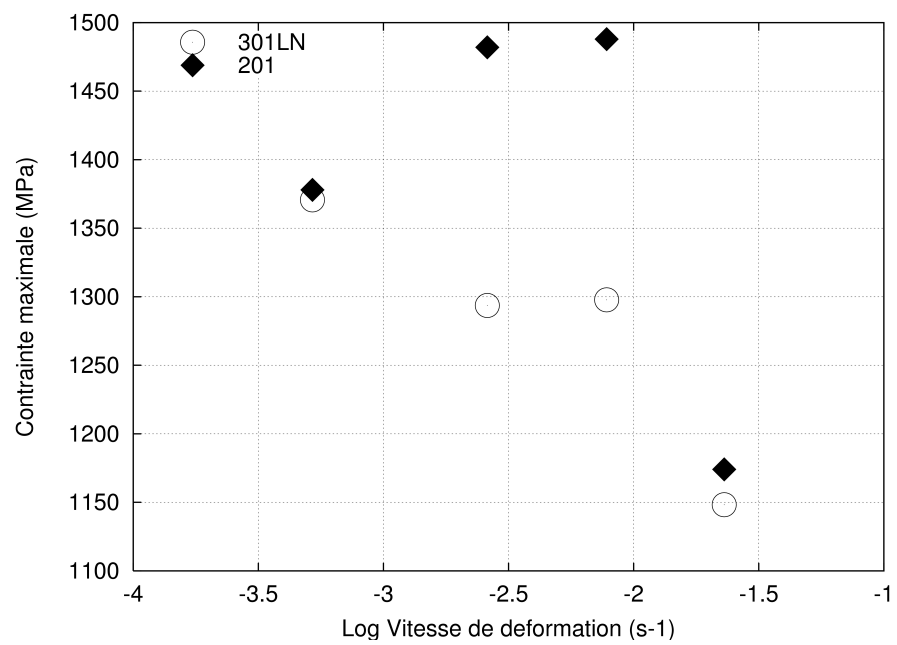
## C.1 Effet de vitesse



**Fig. C.1** – Evolution de l'allongement réparti en fonction de la vitesse de déformation (vitesse modérée).  $T = 23^{\circ}\text{C}$



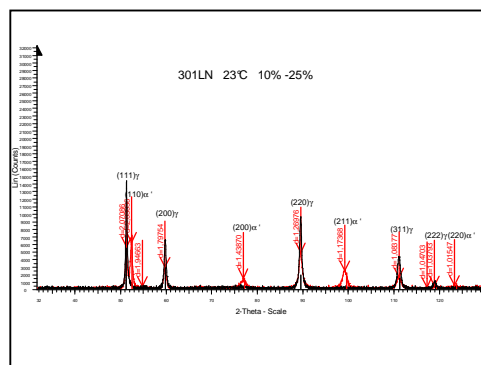
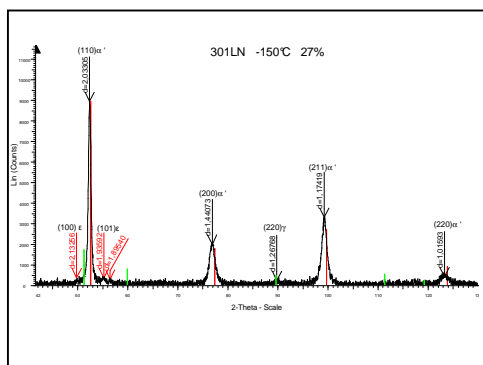
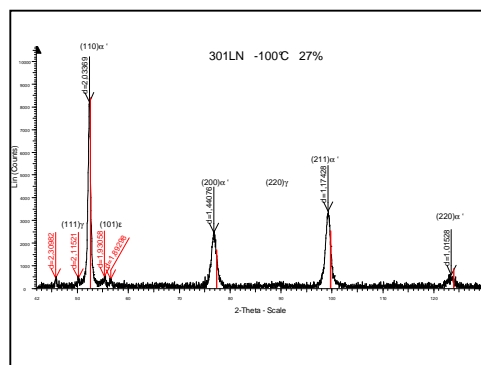
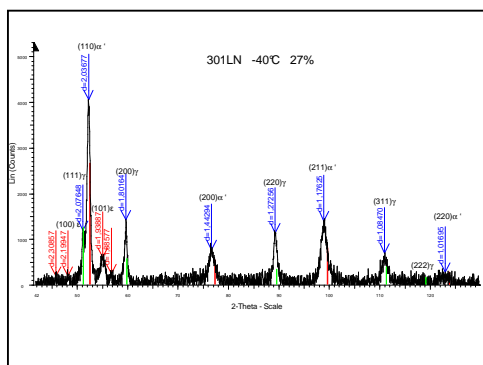
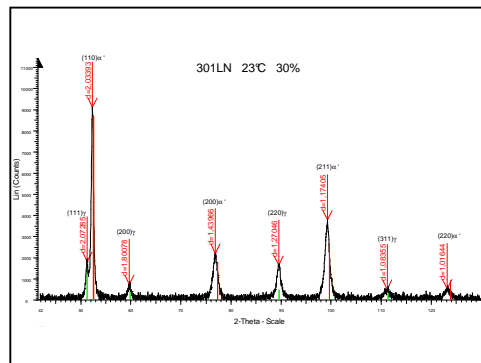
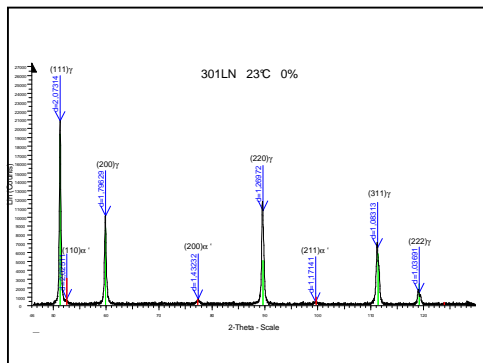
**Fig. C.2** – Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation (vitesse modérée).  $T = 23^{\circ}\text{C}$

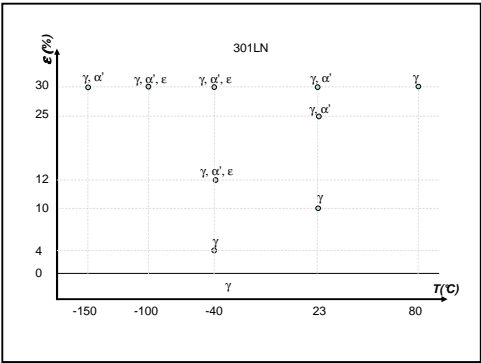
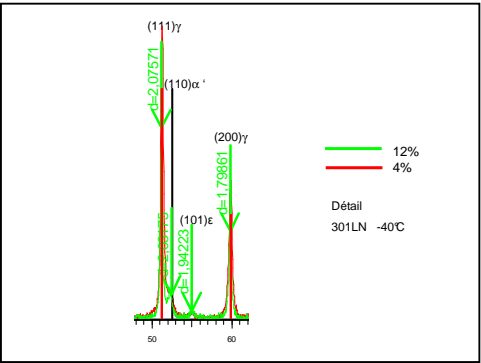
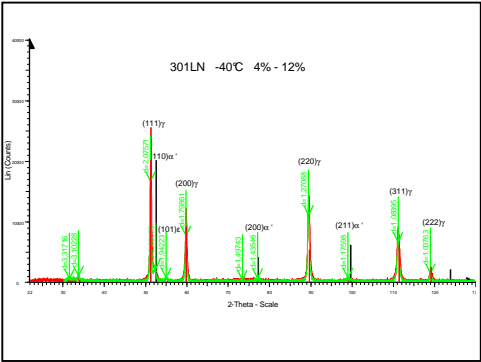
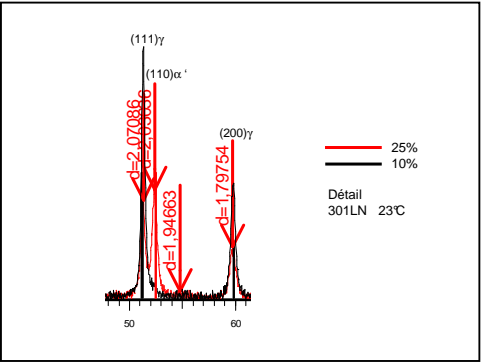


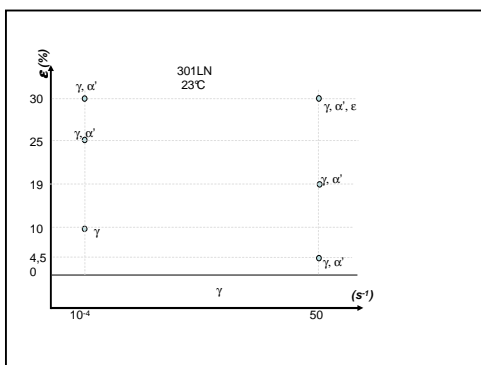
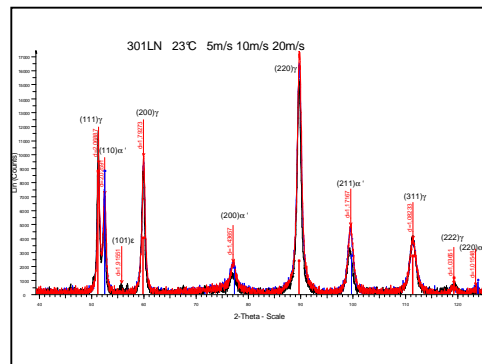
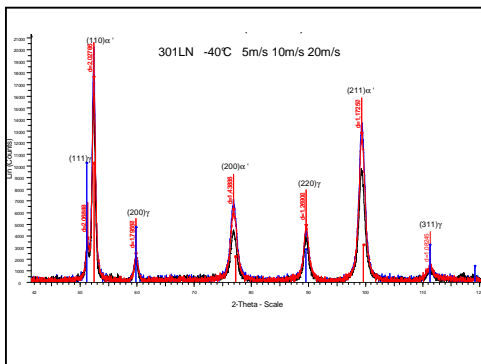
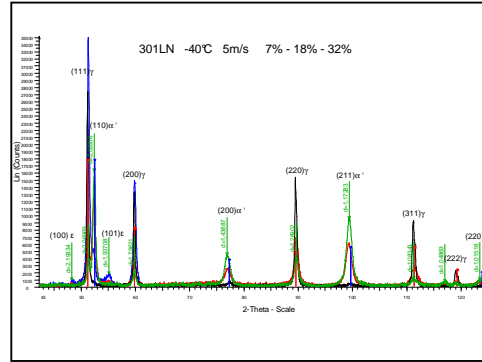
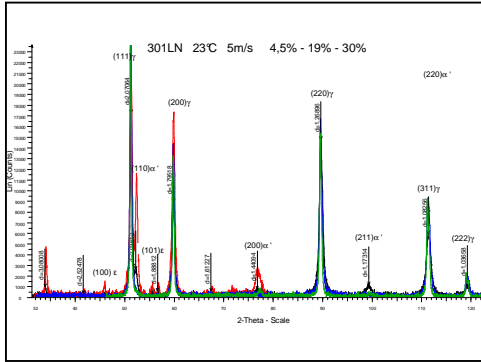
**Fig. C.3** – Evolution de la limite à rupture en fonction de la vitesse de déformation (vitesse modérée).  $T = 23^{\circ}\text{C}$

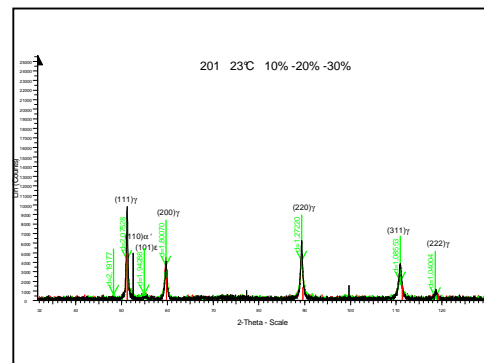
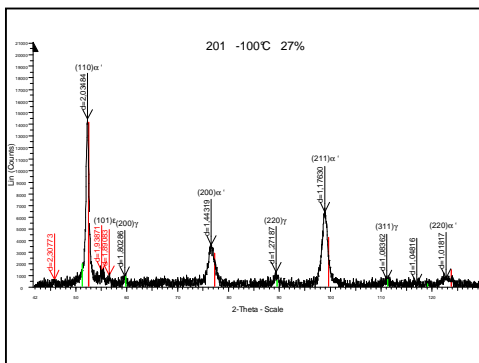
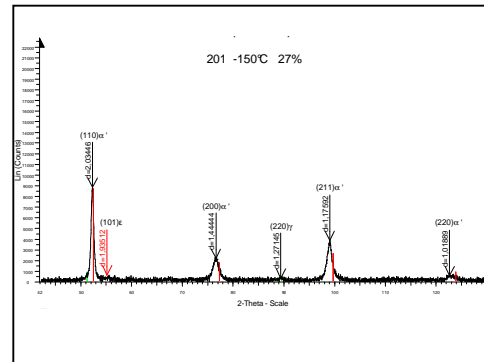
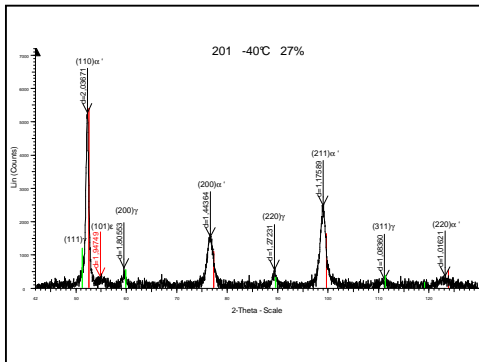
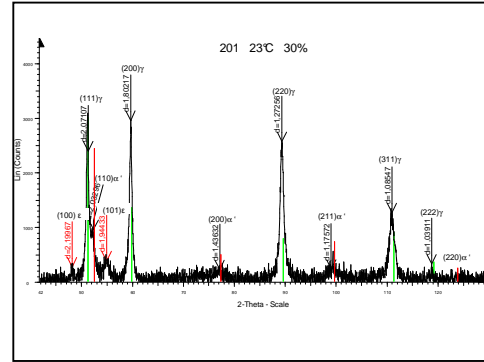
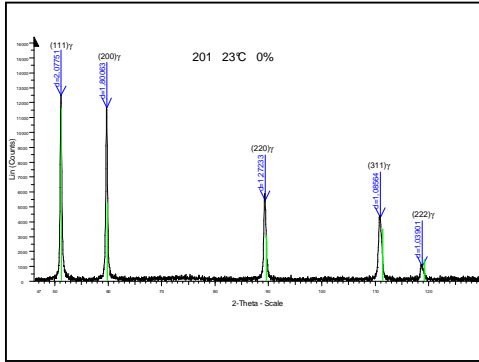
## C.2 Identification des phases par rayons X

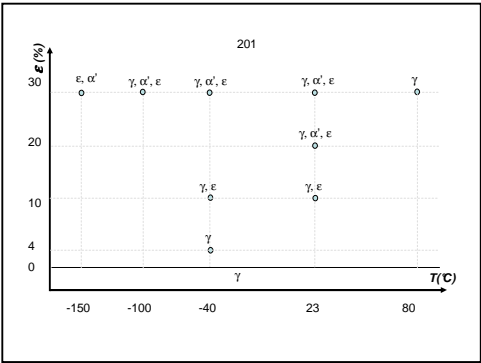
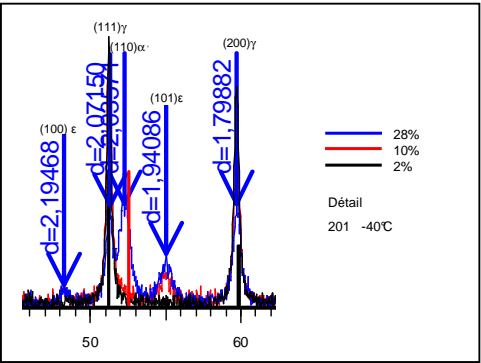
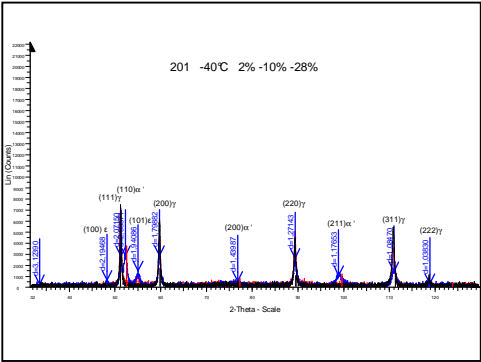
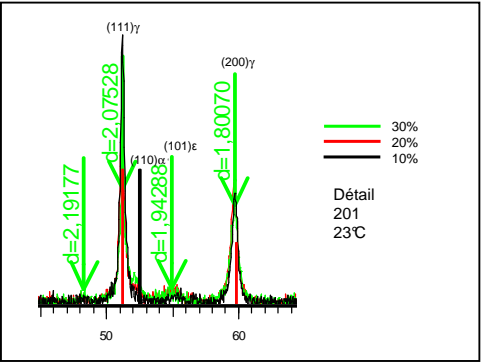
Les diagrammes ayant servi à identifier les différentes phase formées sont regroupés ci-après.















---

**Annexe -D-**

**Comportement et transformation  
martensitique**

---

## D.1 Loi des mélanges

L'identification des paramètres de la loi d'écrouissage isotrope de l'austénite a été menée sur des essais de traction réalisés à 150°C. La contrainte d'écoulement  $\sigma_{\gamma_0}$  est déterminée pour toutes les autres températures grâce aux courbes d'évolution de la contrainte  $Rp_{0,2}$  avec la température. On obtient les deux relations suivantes :

pour la nuance 301LN

$$\sigma_{\gamma_0} = 468,3 - 1,3.T$$

et pour la nuance 201

$$\sigma_{\gamma_0} = 353,5 - 0,6.T$$

où T est la température en °C.

## D.2 Essais de cisaillement

Les éprouvettes sont des languettes rectangulaires dont les dimensions suivent : 25 x 18 x 1,5 mm x mm x mm. L'effort est appliqué dans le sens travers de l'éprouvette. La vitesse de déformation est de  $1,2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ . Soit  $\gamma_{mes}$  l'angle de cisaillement mesuré. La déformation vraie de cisaillement est  $\varepsilon_{TL} = \frac{\gamma_{mes}}{2}$ . Les contraintes et déformations équivalentes au sens de von Mises sont calculées à partir des relations  $\sigma_{eq} = \sqrt{3} \cdot \sigma_{TL}$  et  $\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \varepsilon_{TL}$ .

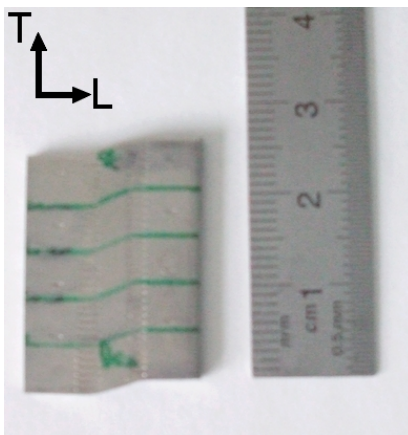
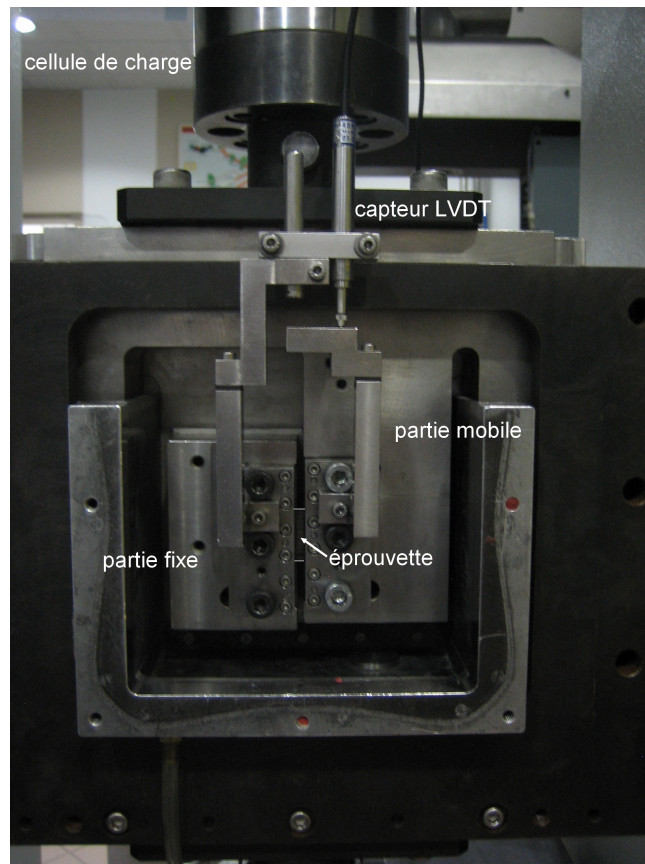


Fig. D.1 – Eprouvette de cisaillement simple.

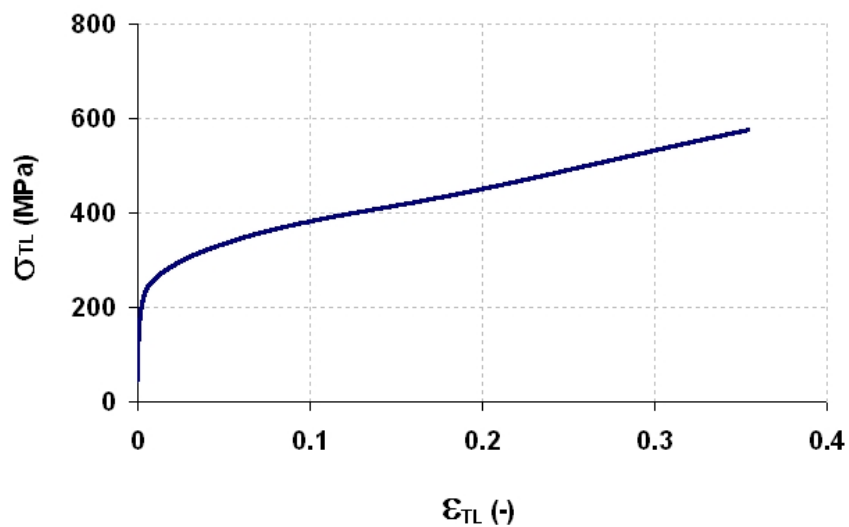
## D.3 Essais d'emboutissage

La géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais d'emboutissage est indiquée sur la figure D.4. Il s'agit de flans circulaires dont le fond est en état d'expansion équi-biaxiale. Le fond des flans tronqués (bords découpés) quant à lui est dans un état proche de la traction plane. Les courbes limites de formage obtenues pour ces essais sont présentées figure D.5. On notera qu'on n'est pas parfaitement en conditions de traction plane. Un tramage est réalisé sur chaque godet pour suivre l'évolution de la déformation ; les mesures de déformation ont été effectuées par analyse d'image par un logiciel dédié<sup>1</sup> (figure D.6). Les éprouvettes pour le

<sup>1</sup>Il s'agit du logiciel VIALUX. Ces essais et leur dépouillement ont été réalisés au sein du laboratoire Automotive Application Research Centre d'ArcelorMittal - Montataire.



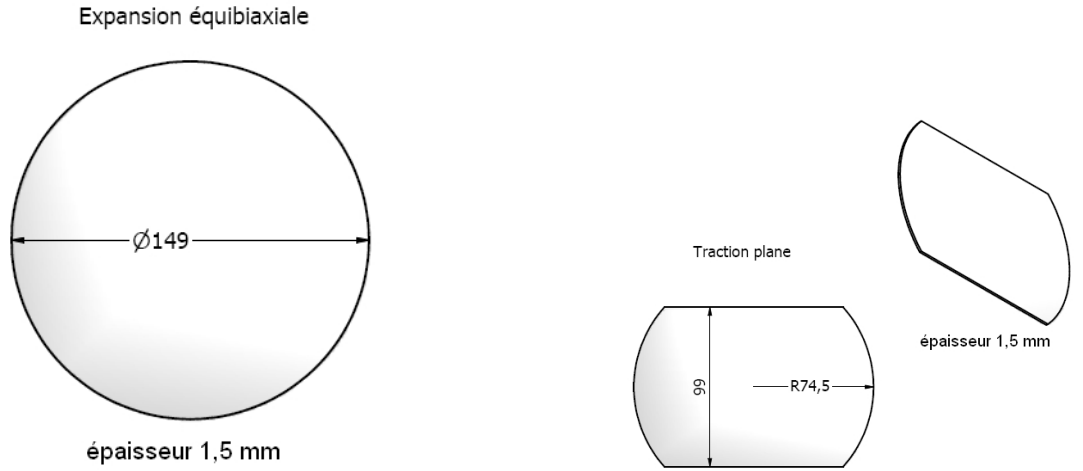
**Fig. D.2** – Dispositif de montage de l'essai de cisaillement. Essais réalisés par D. Maréchal au laboratoire de Génie Physique et Mécanique des Matériaux de l'INP Grenoble.



**Fig. D.3** – Essai de cisaillement monotone d'une éprouvette d'acier 301LN à 23°C.

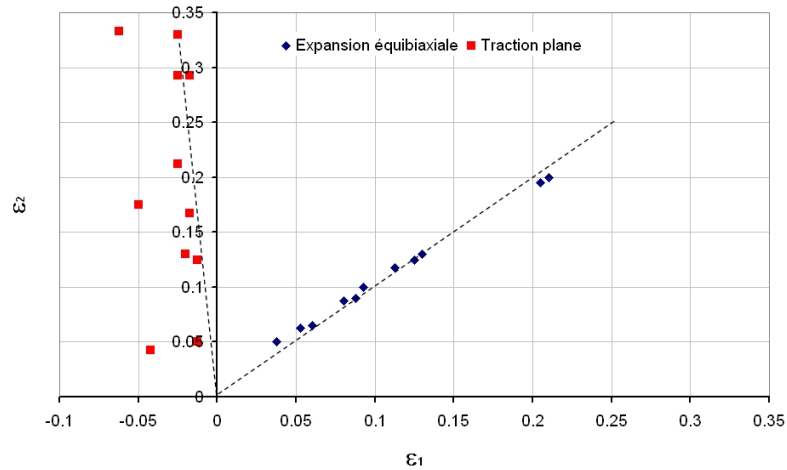
dosage magnétique ont été prélevées au centre de chaque fond de godet.

La déformation équivalente au sens de von Mises est déterminée en fonction de la



a) Flan d'emboutissage pour expansion équibiaxiale    b) Flan d'emboutissage pour la traction plane

**Fig. D.4** – Géométrie des flans d'emboutissage



**Fig. D.5** – Courbes des déformations principales dans le fond des godets emboutis

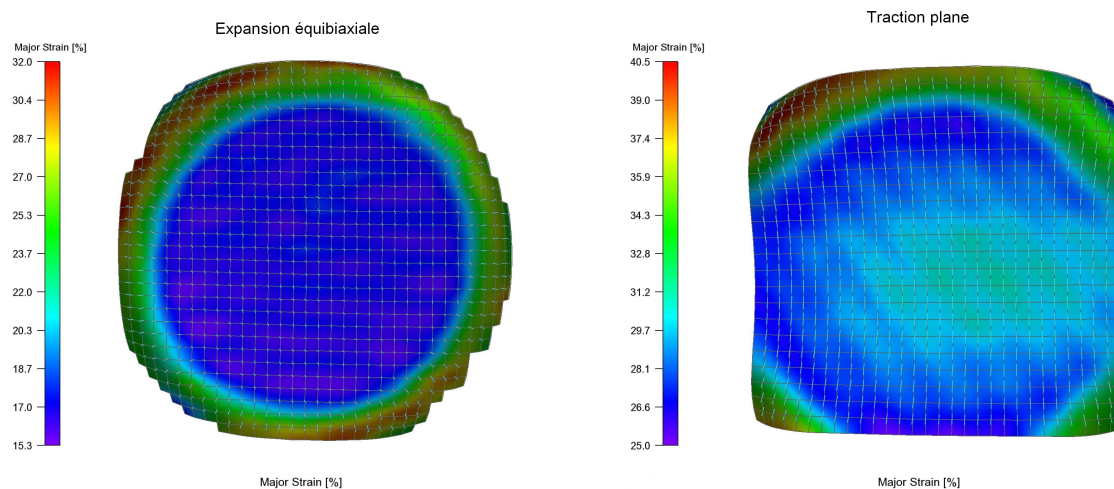
déformation majeure mesurée  $\varepsilon_{majeure}$  à partir des relations suivantes :

$$\varepsilon_{eq} = 2 \cdot \varepsilon_{majeure} \text{ en expansion équibiaxiale}$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \varepsilon_{majeure} \text{ en traction plane}$$

## D.4 Essais de traction bidirectionnels

Les essais de traction ont été réalisés en deux étapes. Des essais dans le sens travers DT de la tôle ont été réalisés dans un premier temps. Ces essais ont été réalisés au laboratoire d'essais mécaniques d'EDF-Les Renardières sur une machine hydraulique de capacité 1000 kN sur des éprouvettes larges de géométrie non normalisée (figure ??). La vitesse du vérin est de 1mm/mn, ce qui correspond à une vitesse de déformation de  $9,3 \cdot 10^{-5} s^{-1}$ . Après les taux



a) Expansion équiaxiale

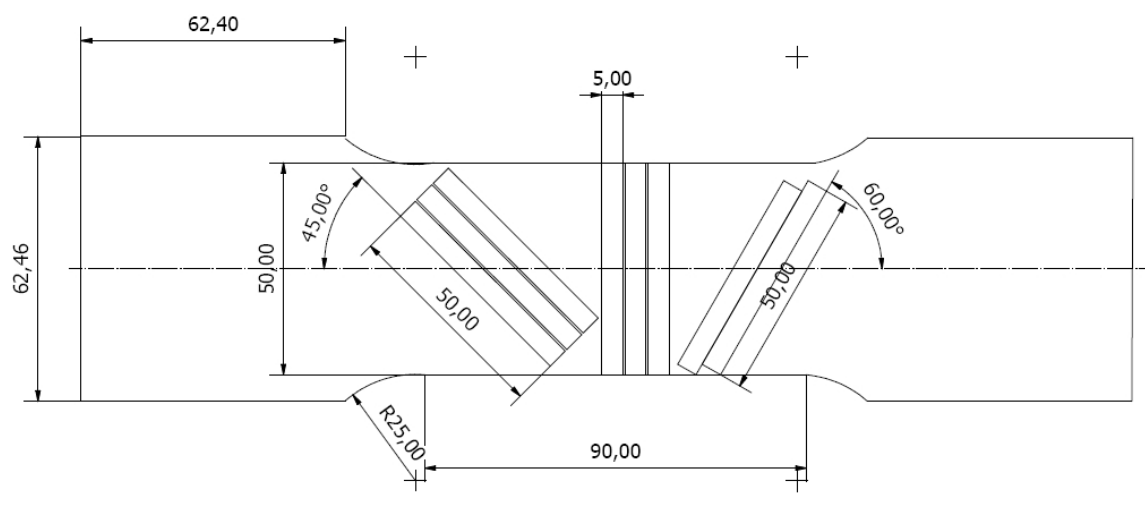
b) Traction plane

**Fig. D.6** – Exemple de déformation principale déterminée par tramage et analyse d'image de flans d'emboutissage de l'acier 301LN

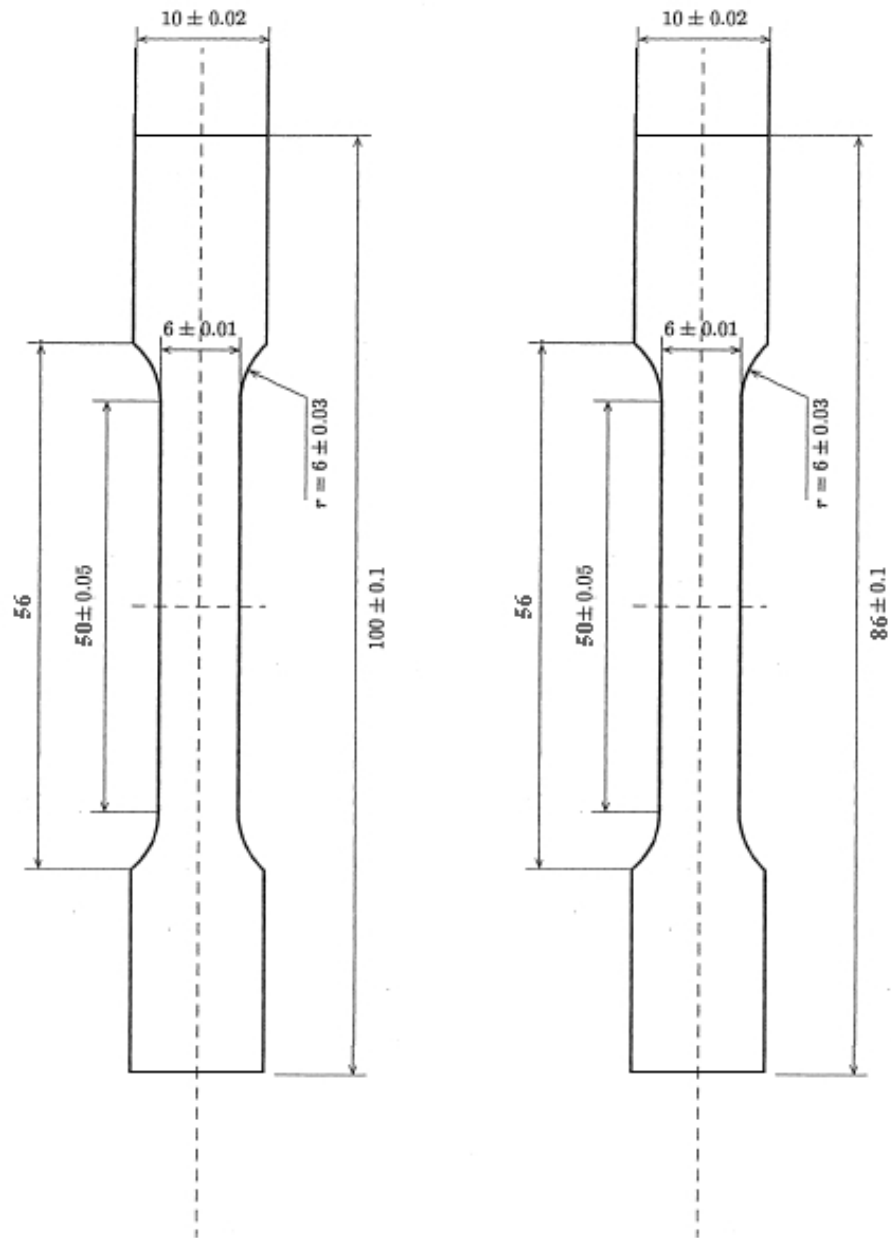
de déformation respectifs de 0,14, 0,23 et 0,28, des éprouvettes de traction ont été prélevées dans la zone utile déformée des éprouvettes larges, selon les orientations indiquées sur la figure D.8. Les géométries de ces éprouvettes sont spécifiées sur la figure D.9.



**Fig. D.7** – Dispositif de traction sur des éprouvettes de grandes dimensions; Campagne réalisée au laboratoire d'essais mécaniques d'EDF-les Renardières.



**Fig. D.8** – Epreuve large de traction bidirectionnelle; des échantillons ont été prélevés dans la partie utile de cette épreuve dans les directions 45°/DT et 90°/DT.



**Fig. D.9** – Eprouvettes prédéformées de traction bidirectionnelle ; l'encombrement de la zone utile ne permet pas d'avoir la même géométrie selon les deux directions 45°/DT et 90°/DT.





# Table des figures

I.1	Illustration du choc frontal véhicule - piéton (adulte et enfant). . . . .	2
I.2	Diagramme contrainte - déformation maximales des aciers THR . . . . .	3
I.3	Comparaison des valeurs de contrainte à 0,2% de déformation et déformation maximale des aciers de structure automobile. . . . .	3
I.4	Répartition de l'utilisation des aciers inoxydables austénitiques . . . . .	4
I.5	Evolution de l'offre et de la demande du Ni . . . . .	5
I.6	Répartition annuelle des références citées dans cette étude . . . . .	5
II.1	Diagramme de Pryce et Andrew . . . . .	11
II.2	Déformation de réseau par la transformation de Bain. . . . .	12
II.3	Morphologies de martensite obtenue par trempe . . . . .	14
II.4	Illustration schématique de la transformation martensitique d'un point de vue thermodynamique. . . . .	14
II.5	Illustration schématique de la variation de la contrainte critique avec la température. . . . .	15
II.6	Morphologie de la martensite $\alpha'$ formée dans un échantillon d'alliage Fe-Ni-Cr-C déformé de 20% à -196°C . . . . .	16
II.7	Arrangement atomique avec dissociation de partielle dans une structure CFC. . . . .	17
II.8	Illustration par le modèle des sphères dures du maclage dans l'austénite . . . . .	18
II.9	Illustration schématique de la germination de martensite CC dans l'austénite CFC . . . . .	19
II.10	Formation d'un embryon de martensite $\alpha'$ à l'intersection de deux bandes de déformation . . . . .	20
II.11	Energie d'activation pour la formation de dislocations parfaite et partielle . . . . .	21
II.12	Diagramme ternaire Fe-Ni-Cr représentant les iso-valeurs d'EFE . . . . .	22
II.13	Variation avec la taille de grain des cinétiques de transformation pour l'acier AISI 301LN . . . . .	24
II.14	Comparaison des cinétiques de transformation de martensite formée à partir d'essais de traction et compression (acier 304) à T=23°C . . . . .	24
II.15	Comparaison des cinétiques de transformation de martensite formée à partir d'essais de traction et équibiaxiés (AISI 304) à différentes températures [-145°C; 80°C . . . . .	25
II.16	Influence de la température sur les cinétiques de transformation martensitique d'après Angel (1954) . . . . .	26
II.17	Influence de la vitesse de déformation sur les cinétiques de transformation . . . . .	27
II.18	Influence de la température sur les paramètres $\alpha$ et $\beta$ du modèle d'Olson et Cohen . . . . .	30
II.19	Modélisation des cinétiques de transformation en traction dynamique de l'acier 1.4301 (AISI 304) par Hänsel . . . . .	34
II.20	Propriétés mécaniques optimales pour pièces de structure automobile . . . . .	35

II.21	Comparaison des propriétés mécaniques de quelques alliages métalliques . . .	36
III.1	Schéma des traitements thermiques et mécaniques après élaboration. . . . .	41
III.2	Variation d'énergie libre de transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ en fonction de la température	44
III.3	Variation d'énergie libre de transformation $\gamma \rightarrow \varepsilon$ en fonction de la température	44
III.4	Variation d'entropie de transformation $\gamma \rightarrow \varepsilon$ en fonction de la température	45
III.5	Micrographies à l'état initial des aciers 201 et 301 LN . . . . .	46
III.6	Micrographie le long de l'épaisseur pour l'acier 301 LN . . . . .	46
III.7	Composition chimique le long de l'épaisseur de la tôle 301LN (la surface représentée est brute de découpe à la fraiseuse). . . . .	47
III.8	Microstructure initiale dans l'acier 301LN . . . . .	48
III.9	Microstructure initiale dans l'acier 201 . . . . .	48
III.10	Globules de ferrite dans l'acier 301LN. . . . .	49
III.11	Figures de pôle des plans $(111)_\gamma$ , $(200)_\gamma$ et $(220)_\gamma$ pour les alliages 301LN et 201 dans leur état initial . . . . .	49
III.12	cartographie X d'un échantillon d'acier 301LN dans l'état initial. . . . .	50
III.13	cartographie X d'un échantillon d'acier 201 dans l'état initial. . . . .	50
III.14	Structure initiale de l'acier 301LN . . . . .	51
III.15	Structure initiale de l'acier 201 . . . . .	52
III.16	Montage de mesure par dosage magnétique . . . . .	53
III.17	Comportement en traction quasi-statique des aciers 301LN et 201 . . . . .	54
III.18	Evolution du taux d'écrouissage des aciers 301LN et 201 en fonction de la déformation . . . . .	55
III.19	Faciès de rupture de l'acier 301LN . . . . .	57
III.20	Faciès de rupture de l'acier 201 . . . . .	58
III.21	Domaine de service d'une machine de traction à grande vitesse de déformation	58
IV.1	Influence de la température sur les courbes de traction de l'acier AISI 301LN	62
IV.2	Formation d'une bande le long d'une éprouvette d'alliage 301LN déformée d'environ 8% à -40°C . . . . .	62
IV.3	Influence de la température sur les taux d'écrouissage de l'acier AISI 301LN	63
IV.4	Influence de la température sur les courbes de traction de l'acier AISI 201 .	63
IV.5	Influence de la température sur les taux d'écrouissage de l'acier AISI 201 . .	64
IV.6	Evolution de l'allongement réparti en fonction de la température d'essai . . .	65
IV.7	Evolution de la limite à rupture en fonction de la température . . . . .	65
IV.8	Evolution de la contrainte d'écoulement $R_{p0,2}$ en fonction de la température	66
IV.9	Courbes conventionnelles de traction en fonction de la température des aciers 301LN et 201 . . . . .	67
IV.10	Courbes de traction à vitesse modérée pour les aciers 301LN et 201 . . . . .	68
IV.11	Influence des grandes vitesses de déformation sur le comportement en traction de l'acier 301LN . . . . .	70
IV.12	Influence des grandes vitesses de déformation sur le comportement en traction de l'acier 201 . . . . .	71
IV.13	Variation de l'allongement réparti en fonction de la vitesse de déformation pour les aciers 301LN et 201 . . . . .	72
IV.14	Variation de l'énergie stockée en fonction de la vitesse de déformation pour les aciers 301LN et 201 . . . . .	73
IV.15	Sensibilité à la vitesse de déformation des aciers 301LN et 201 à 23°C . . . .	74
IV.16	Formation de martensite $\alpha'$ dans la matrice austénitique dans l'alliage 301LN	76
IV.17	Formation de martensite $\varepsilon$ dans la matrice austénitique dans l'alliage 201 . .	77

IV.18	Microstructures de déformation dans une matrice austénitique . . . . .	78
IV.19	Microstructures de déformation observées dans l'alliage 301LN en fonction du taux de déformation et de la température . . . . .	79
IV.20	Microstructures de déformation observées dans l'alliage 201 en fonction du taux de déformation et de la température . . . . .	79
IV.21	Microstructures de déformation observées dans les alliages 301LN et 201 en fonction de la vitesse de déformation et de la température . . . . .	80
IV.22	Détection des phases formées par DRX pour l'alliage 301LN déformé à différentes températures à $\dot{\epsilon} = 5.10^{-4}s^{-1}$ . . . . .	82
IV.23	Détection des phases formées par DRX pour l'alliage 301LN déformé à grande vitesse à 23°C ( $\dot{\epsilon} = 50s^{-1}$ ) . . . . .	82
IV.24	Détection des phases formées par DRX pour l'alliage 201 déformé à différentes températures à $\dot{\epsilon} = 5.10^{-4}s^{-1}$ . . . . .	83
IV.25	Détail des diagrammes de diffraction d'échantillons d'acier 201 déformés de 10%, 20% et 30% à 23°C ( $\dot{\epsilon} = 5.10^{-4}s^{-1}$ ) . . . . .	83
IV.26	Détection des phases formées par DRX pour l'alliage 201 déformé à grande vitesse à 23°C ( $\dot{\epsilon} = 50s^{-1}$ ) . . . . .	84
IV.27	Cinétique de transformation martensitique en fonction de la température . .	85
IV.28	Cinétique de transformation à grande vitesse de déformation . . . . .	86
IV.29	Mesure de l'élévation de température dans l'alliage 301LN au cours d'un essai à $\dot{\epsilon} = 50s^{-1}$ . . . . .	87
IV.30	Modélisation par la loi d'Olson et Cohen de la cinétique de transformation martensitique en fonction de la température . . . . .	88
IV.31	Evolution des paramètres $\alpha$ et $\beta$ de la loi de transformation d'Olson et Cohen en fonction de la température pour les aciers 301LN et 201 . . . . .	89
IV.32	Modélisation par la loi thermodynamique de la cinétique de transformation martensitique en fonction de la température . . . . .	90
IV.33	Variation avec la température des paramètres k et n de la loi de cinétique thermodynamique . . . . .	91
IV.34	Variation de la fraction de martensite le long d'éprouvettes de traction lors de la propagation d'une bande . . . . .	93
IV.35	Représentation schématique de la dissociation d'une dislocation parfaite dans le plan (111) en deux dislocations de Shockley par une composante de cisaillement $\tau_{zx}$ de la contrainte . . . . .	95
IV.36	Représentation vectorielle d'une dislocation parfaite dissociée en deux dislocations de Shockley. . . . .	95
IV.37	Identification des microstructures formées en fonction de la vitesse de déformation pour un alliage 304 . . . . .	96
IV.38	Influence de la vitesse de déformation sur la fraction volumique de martensite $\alpha'$ dans l'acier 301LN . . . . .	97
V.1	Effet d'adoucissement de la martensite dans l'alliage 301LN . . . . .	105
V.2	Effet d'adoucissement de la martensite dans l'alliage 201 . . . . .	106
V.3	Identification du comportement de la phase $\gamma$ à 150°C . . . . .	107
V.4	Courbe contrainte - fraction volumique de durcissement apporté par la martensite des aciers 301LN et 201 . . . . .	109
V.5	Modélisation du comportement en traction des aciers 301LN et 201 . . . . .	111
V.6	Variation de la limite d'écoulement en fonction de la température dans les polycristaux CFC . . . . .	112
V.7	Courbes de comportement en traction et en cisaillement de l'acier 301LN . .	113

V.8	Cinétique de transformation de l'alliage 301LN sollicité en cisaillement simple à 23°C . . . . .	113
V.9	Cinétiques de transformation de l'alliage 301LN pour différents taux de triaxialité des contraintes . . . . .	116
V.10	Contrainte d'écoulement en cisaillement dans la martensite en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour l'acier 302LN à 23°C . . . . .	117
V.11	Validation de la loi des mélanges sur le comportement en cisaillement de l'alliage 301LN à 23°C . . . . .	118
V.12	Schéma du principe des chargements non proportionnels. . . . .	119
V.13	Effet d'anisotropie de la transformation martensitique dans l'alliage 301LN. . . . .	120
V.14	Effet d'anisotropie de la transformation martensitique dans l'alliage 201. . . . .	121
V.15	Comparaison des courbes de traction pour deux géométries d'éprouvette pour les aciers 301LN et 201 . . . . .	122
V.16	Influence du changement d'orientation sur les courbes de traction de l'alliage 301LN . . . . .	124
V.17	Influence du changement d'orientation sur les courbes de traction de l'alliage 201 . . . . .	125
V.18	Influence du changement d'orientation sur les cinétiques de transformation de l'alliage 301LN . . . . .	126
V.19	Influence du changement d'orientation sur les cinétiques de transformation de l'alliage 201 . . . . .	127
V.20	Cinétique de transformation d'un alliage 304L sollicité en traction simple et déformation plane . . . . .	130
V.21	Influence du taux de triaxialité des contraintes sur la cinétique de transformation d'un acier austénitique . . . . .	131
V.22	Courbes contrainte - fraction volumique de martensite $\alpha'$ pour les nuances 304 et 301LN . . . . .	132
VI.1	Evolution des prix de vente du Mn . . . . .	138
B.1	Microsonde de Castaing : illustration schématique du principe de fonctionnement . . . . .	151
B.2	Eprouvette de dosage magnétique . . . . .	152
B.3	Pendule de flexion Le Rolland-Sorin pour mesure vibratoire du module d'élasticité . . . . .	153
B.4	Dispositif expérimental de la machine de traction à grande vitesse . . . . .	155
B.5	Eprouvette de traction à grande vitesse; essai à l'ambiante . . . . .	156
B.6	Eprouvette de traction à grande vitesse; essai en température . . . . .	157
B.7	Eprouvette simulée en traction à grande vitesse; rupture du fusible et déformation de 0,12 dans le fut . . . . .	157
B.8	Eprouvettes sollicitées en traction à grande vitesse; rupture du fusible . . . . .	158
C.1	Evolution de l'allongement réparti en fonction de la vitesse de déformation . . . . .	160
C.2	Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation . . . . .	160
C.3	Evolution de la limite à rupture en fonction de la vitesse de déformation . . . . .	161
D.1	Eprouvette de cisaillement simple . . . . .	170
D.2	Dispositif de montage de l'essai de cisaillement . . . . .	171
D.3	Essai de cisaillement monotone . . . . .	171
D.4	Géométrie des flans d'emboutissage . . . . .	172
D.5	Courbes des déformations principales dans le fond des godets emboutis . . . . .	172

---

D.6	Exemple de déformation principale déterminée par tramage et analyse d'image de flans d'emboutissage de l'acier 301LN . . . . .	173
D.7	Dispositif de traction sur des éprouvettes de grandes dimensions . . . . .	173
D.8	Eprouvette large de traction bidirectionnelle . . . . .	174
D.9	Eprouvettes prédéformées de traction bidirectionnelle . . . . .	175



# Liste des tableaux

II.1	Propriétés mécaniques de quelques aciers austénitiques . . . . .	11
II.2	Relations d'orientation par Bain, Kurdjumov-Sachs et Burgers. . . . .	13
II.3	Effet du Nb et du Mn sur la variation d'EFE . . . . .	23
III.1	Composition chimique pondérale des nuances 301LN et 201. . . . .	41
III.2	Variation de l'énergie de faute d'empilement $\Gamma_{EFE}$ d'alliages Fe-Cr-Ni-C et Fe-Mn-Cr-C . . . . .	43
III.3	Caractéristiques mécaniques en traction des aciers 301LN et 201 à température ambiante . . . . .	55
III.4	Modules de Young des aciers 301LN et 201 mesurés à température ambiante. . . . .	56
IV.1	Energies de faute d'empilement $\Gamma_{EFE}$ d'alliages Fe-Cr-Ni-C. . . . .	94
V.1	Tableau récapitulatif de quelques modèles de comportement à base phénoménologique d'aciers TRIP et inoxydables austénitiques. . . . .	102
V.2	Tableau récapitulatif de quelques modèles de comportement à base micromécanique d'aciers TRIP . . . . .	103
V.3	Températures d'essais pour les essais de traction à deux températures . . . . .	104
V.4	Paramètres $R$ et $b$ du modèle d'écrouissage isotrope de la phase austénitique $\gamma$ identifiés à 150°C. . . . .	108
V.5	Identification des paramètres du modèle de comportement en traction des alliages 301LN et 201. . . . .	108
V.6	Paramètres de la loi de cinétique thermodynamique; $\lambda$ identifié en cisaillement	114
V.7	Calcul du paramètre $\delta$ de la loi thermodynamique de cinétique de transformation de l'alliage 301LN en traction et à différentes températures . . . . .	114
V.8	Paramètres $k$ et $n$ estimés à partir des valeurs expérimentales de fraction volumique de martensite d'après la loi de cinétique thermodynamique. . . . .	115
B.1	Paramètres de polissage des aciers 301LN et 201 . . . . .	150
B.2	Caractéristiques géométriques de la bobine de dosage magnétique . . . . .	152





# Bibliography

- ABRASSART, F. (1972). *Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C*. Thèse de doctorat, Université de Nancy I.
- ABRASSART, F. (1973). Stress-induced  $\gamma \rightarrow \alpha'$  martensitic transformation in two carbon stainless steels. application to TRIP steels. *Met. Trans.*, 4:2205–2216.
- ANDREWS, K. (1965). Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J. Iron Steel Inst.*, 203:721–727.
- ANGEL, T. (1954). Formation of martensite in austenitic stainless steels, effects of deformation, temperature and composition. *J. Iron Steel Inst.*, pages 165–175.
- ASTM (2006). E975 - 03. Standard practice for X-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation. Rapport technique, A.S.T.M. International. Designation E 975 03.
- AVRAMI, M. (1939). Kinetics of phase change I : general theory. *Journal of Chemical Physics.*, 7:1103–1112.
- BAIN, E. et DUNKIRK, N. (1924). The nature of martensite. *Trans. AIME*, 70:25.
- BARGUI, H., SIDHOM, H. et TOURKI, Z. (2000). Martensite induite : Incidence sur le comportement en écrouissage et sur la limite de formage de l'acier inoxydable austénitique aisi 304. *Matériaux et Techniques n° 11-12*, pages 31–41.
- BARRALIS, J. et MAEDER, G. (2005). Métallurgie, élaboration, structures-propriétés, normalisation. page 103. Les précis AFNOR/Nathan.
- BLANC, G., TRICOT, R. et CASTRO, R. (1973). Transformation martensitique dans les aciers inoxydables austénitiques Fe-Cr-Ni (relation entre les paramètres de la phase epsilon et les mécanismes de transformation). Rapport technique, Centre de recherche Ugine Aciers.
- BOGERS, A. et BURGERS, W. (1964). Partial dislocations on the (110) planes in the b.c.c. lattice and the transition of the f.c.c. into the b.c.c. lattice. *Acta Metall.*, 12:255.
- BYUN, T. S. (2003). On the stress dependence of partial dislocation separation and deformation microstructure in austenitic stainless steels. *Acta Mater.*, 51:3063–3071.
- CHEN, X. H., LU, J., LU, L. et LU, K. (2005). Tensile properties of nanocrystalline 316L austenitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 52:1039–1044.
- CHERKAoui, M. (2002). Transformation induced plasticity : Mechanisms and modelling. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 124:55–61.
- CHERKAoui, M., BERVEILLER, M. et LEMOINE, X. (2000). Couplings between plasticity and martensitic phase transformation : overall behavior of polycrystalline trip steels. *Int. J. Plasticity*, 16:1215–1241.

- CHERKAOUI, M., BERVEILLER, M. et SABAR, H. (1998). Micromechanical modeling of martensitic transformation induced plasticity (trip) in austenitic single crystals. *Int. J. Plasticity*, 14:597–626.
- CHRISTIAN, J. W. (1965). *The theory of transformations in metals. An advanced textbook in physical metallurgy.*, chapitre Formal theory of transformation kinetics., pages 471–495. Pergamon Press, Oxford-London-Edimburgh-Newyork-Paris-Frankfurt.
- CLARKE, K. D., COMSTOCK JR., R. J., MATAYA, M. C., VAN TYNE, C. J. et MATLOCK, D. K. (2008). Effect of strain rate on the yield stress of ferritic stainless steels. *Met. Mater. Trans. A*, 39:752–762.
- CLÉMENT, A., CLÉMENT, N. et COULOMB, P. (1965). Radiocrystallographic study of stacking fault in face centered cubi Ni alloys. *Phys. Status Solidi*, 21:97–98.
- DALLOZ, A. (2007). *Etude de l'endommagement par la découpe des aciers Dual Phase pour application automobile.* Thèse de doctorat, Mines Paris ParisTech.
- DEMANIA, D. (1995). The influence of martensitic transformation on the formability of 304L stainless steel sheet. Mémoire de D.E.A., Massachussets Institute of Technology.
- DIANI, J. M. et PARKS, D. M. (1998). Effects of strain rate on the kinetics of strain-induced martensite in steels. *J. Mech. Phys. Solids*, 46:1613–1635.
- DOUGLASS, D. L., THOMAS, G. et ROSER, W. R. (1964). The oxidation mechanism of dilute NiCr alloys. *Corrosion*, 20:15–28.
- EICHELMAN, G. et HULL, F. (1953). The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18-8 type stainless steel. *Transactions of the A.S.M.*, 45:77–104.
- FERREIRA, P. J., VANDER SANDE, J., AMARAL FORTES, M. et KYROLAINEN, A. (2004). Microstructure development during high-velocity deformation. *Met. Mater. Trans. A*, 35:3091–3101.
- FISCHER, F., REISNER, G., WERNER, E., TANAKA, K., CAILLETAUD, G. et ANTRETTER, T. (1999). A new view on transformation induced plasticity (trip). *Int. J. Plasticity*, 16:723–748.
- FISCHER, F. D. (1992). Transformation induced plasticity in triaxially loaded steel specimens subjected to a martensitic transformation. *European Journal of Mechanics A/ Solids* n° 2, 11:233–244.
- FISCHER, F. D., REISNER, G., E., W., TANAKA, K., CAILLETEAU, G. et ANTRETTER, T. (2000). A new view on transformation induced plasticity (TRIP). *Int. J. Plasticity*, 16:723–.
- GALLÉE, S. (2007). *Caractérisation expérimentale et simulation numérique des procédés d'emboutissage profond : application aux aciers inoxydables austénitiques.* Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud.
- GALLÉE, S., MANACH, P. Y. et THUILLIER, S. (2007). Mechanical behavior of a metastable austenitic stainless steel under simple and complex loading paths. *Mater. Sci. Engng A*, 466:47–55.
- GARION, C., SKOCZEN, B. et SGOBBA, S. (2006). Constitutive modelling and identification of parameters of the plastic strain-induced martensitic transformation in 316l stainless steel at cryogenic temperatures. *Int. J. Plasticity*, 22:1234–1264.
- GARRATT, J. R. (1992). Extrem maximun land surface temperatures. *Journals of Applied Meteorology*, 31:1096–1105.

- GEY, N., PETIT, B. et HUMBERT, M. (2005). Electron BackScattered Diffraction study of  $\varepsilon/\alpha'$  martensitic variants induced by plastic deformation in 304 stainless steel. *Met. Mater. Trans. A*, 36:3291–3299.
- GONZÁLES, J., ARANDA, R. et JONAPÀ, M. (1992). The influence of grain size on the kinetics of strain induced martensite in type 304 stainless steel. In *Applications of stainless steel '92, Stockholm*, pages 1009–1016. Nordberg, H and Björklund, J. Eds.
- GOODCHILD, D., ROBERTS, W. et D.V., W. (1970). Plastic deformation and phase transformation in textured austenitic stainless steel. *Acta Metall.*, 18:1137.
- GREENWOOD, G. et JOHNSON, R. (1965). The deformation of metals under small stresses during phase transformation. *Proc. Roy. Society A*, 283:403–422.
- HALLBERG, H., HAKANSSON, P. et RISTINMAA, M. (2007). A constitutive model for the formation of martensite in austenitic steels under large strain plasticity. *Int. J. Plasticity*, 23:1213–1239.
- HARRIES, D. (1981). Physical metallurgy of Fe-Ni-Cr austenitic steels. In *Int. Conf. on Mechanical and Nuclear Applications of Stainless steel at Elevated Temperatures*. Varese.
- HECKER, S., STOUT, M., STAUDHAMMER, K. et SMITH, J. (1982). Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel : Part 1. magnetic measurements and mechanical behavior. *Met. Trans.*, 13:619–626.
- HEDSTRÖM, P., LIENERT, U., AMER, P. et ODÉN, M. (2007). Stepwise transformation behavior of the strain-induced martensitic transformation in metastable stainless steel. *Scripta Materialia*, 56:213–216.
- HENING, C. et PARKER, R. (1968). *Techniques of materials preparation ad handling.*, chapitre Mesurement of rapid temperature changes with an intrinsic thermocouple., pages 269–282. Interscience publishers.
- HIGO, Y., LECROISEY, F. et MORI, T. (1974). Relation between applied stress and orientation relationship of  $\alpha'$  martensite in stainless steel single crystals. *Acta Metall.*, 22:313–323.
- HÄNSEL, A., HORA, P. et REISSNER, J. (1998). Model for the kinetics of strain-induced martensitic phase transformation at non isothermal conditions for the simulation of sheet metal forming processes with metastable austenitic steels. In *Simulation of Materials Processing : Theory, Methods and Applications*. Huétink and Baaijens (eds).
- HUMBERT, M., PETIT, B., BOLLÉ, B. et GEY, N. (2006). Analysis of the  $\gamma - \varepsilon - \alpha'$  variant selection induced by 10% plastic deformation in 304 stainless steel at -60°C. *Mater. Sci. Engng A*, 454-455:508–517.
- HUTCHINSON, J. et TVERGAARD, V. (1989). Softening due to void nucleation in metals. In *Fracture Mechanics : Perspectives and Directions (Twentieth Symposium)*, ASTM STP 1020, pages 61–83. R. P. Wei and R. P. Gangloff eds., ASTM.
- IWAMOTO, T., TSUTA, T. et TOMITA, Y. (1998). Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*, 40:173–182.
- JACQUES, P. (1998). *On the physics and mechanics of phase transformations in TRIP-assisted multiphase steels*. Thèse de doctorat, Université Catholique de Louvain.
- JAOU, B. (1965). *Etude de la plasticité et application aux métaux*. Presses de l'Ecole des Mines.
- JO, L. (2003). Directive 2003 12 CE du parlement européen et du conseil. Rapport technique, Journal Officiel de l'Union Européenne.

- KIM, Y., KIM, K. et LEE, Y. (2003). Nitrogen-alloyed, metastable austenitic stainless steel for automotive structural applications. *In Proc. Conf. High Nitrogen Steels 2003, Schaffhausen*, page 13. Switzerland.
- KUBLER, R., BERVEILLER, M., INAL, K., CHERKAoui, M. et BUESSLER, P. (2004). Modélisation du comportement des aciers à effet trip : approches micromécanique et semi-phénoménologique. *Matériaux et Techniques n° 3-4*, pages 18–22.
- KURDJUMOV, G. et SACHS, G. (1930). Über den mechanismus der stahlhärtung. *Z. Phys.*, 64:S325–S343.
- LAGNEBORG, R. (1964). The martensite transformation in 18Cr-Ni steels. *Acta Metall.*, 12:823–843.
- LANI, F., FURNÉMONT, Q., VAN ROMPAEY, T., DELANNAY, F., JACQUES, P. et PARDOEN, T. (2007). Multiscale mechanics of trip-assisted multiphase steels : II. micromechanical modelling. *Acta Mater.*, 55:3695–3705.
- LATANISION, R. et RUFF, A. (1971). The temperature dependance of stacking fault energy in Fe-Cr-Ni alloys. *Met. Trans.*, 2:505–509.
- LEBEDEV, A. A. et KOSARCHUK, V. V. (2000). Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steel. *Int. J. Plasticity*, 16:749–767.
- LEBLOND, J. et DEVAUX, J. (1989). Mathematical modelling of transformation plasticity in steels. I : Case of ideal plastic phases. *International Journal of Plasticity*, 5:551–573.
- LECROISEY, F. (1971). *Transformations martensitiques induites par déformation plastique dans le système Fe-Ni-Cr-C*. Thèse de doctorat, Université de Nancy I.
- LECROISEY, F. et PINEAU, A. (1972). Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe-Ni-Cr-C system. *Met. Trans.*, 3:387–396.
- LECROISEY, F. et THOMAS, B. (1970). On the variation of the intrinsic stacking fault energy with temperature in Fe-18 Cr-12 Ni alloys. *Phys. Status Solid A*, 2:K217–K220.
- LICHTENFELD, J., MATAYA, M. et VAN TYNE, C. (2006). Effect of strain rate on stress-strain behaviour of alloy 309 and 304L austenitic stainless steel. *Met. Mater. Trans. A*, 37:147–161.
- MAGEE, C. (1966). *Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31Ni*. Thèse de doctorat, Carnegie Mellon University.
- MANGONON, P. et THOMAS, G. (1970). The martensite phase in 304 stainless steel. *Met. Trans.*, 1:1577–1586.
- MARECHAL, D. *Thèse en cours*. Thèse de doctorat, University of British Columbia.
- MARSHALL, P. (1984). *Austenitic stainless steels : microstructure and mechanical properties*. Elsevier Applied Science Publishers.
- MEYERS, M. A., ANDRADE, U. R. et CHOKSHI, A. H. (1995). The effect of grain size on the high-strain, high-strain rate behavior of copper. *Met. Mater. Trans. A*, 26:2881–2893.
- MILLER, M. P. et MCDOWELL, D. L. (1996). The effect of stress-state on the large strain inelastic deformation behavior of 304L stainless steel. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 118:28–36.
- MIYAHARO, K., TADA, C., UDA, T. et IGATA, N. (1985). The effect of grain and specimen sizes on mechanical properties of type 316 austenitic stainless steel. *J. Nuclear Materials*, 133:506–510.
- MURR, L. E. (1969). Stacking-fault anomalies and the measurement of stacking-fault free energy in f.c.c. thin films. *Thin Solid Films*, 4:389–412.

- NISHIYAMA, Z. (1934). *Sci. Rev. Tokohu Univ.*, 23:637–664.
- NISHIYAMA, Z. (1971). *Martensitic Transformations (in Japanese)*., page 87.
- NOHARA, K., ONO, Y. et OHASHI, N. (1977). Composition and grain-dependencies of strain-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless. *J. of Iron and Steel Institute of Japan*, 63:212–222.
- NORDBERG, H. (2004). Note on the sensitivity of stainless steel to strain rate. Rapport technique, AvestaPolarit Research Foundation and Sheffield Hallam University.
- OBERSTE-BRANDENBURG, C. et BRUHNS, O. (2004). A tensorial description of the transformation kinetics of the martensitic phase transformation. *Int. J. Plasticity*, 20:2083–2109.
- OKATANI, T., YUKAWA, N., ISHIKAWA, K. et JINMA, T. (1995). The strain-induced martensitic transformation of SUS304 under various stress states. In *Proceedings of the japanese Society and technical plasticity '95 Spring*, pages 331–332.
- OLSON, G. et COHEN, M. (1972). A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. *Journal of Less Common Metals*, 28:107–118.
- OLSON, G. et COHEN, M. (1975). Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Met. Trans.*, 6:791–795.
- OLSON, G. et OWEN, W. (1992). Martensite : A tribute to Morris Cohen. *ASM International Eds.*
- PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1990). *Les alliages à memoire de forme.*, chapitre Mecanismes et thermodynamique de la transformation., pages 9–25. Hermes.
- PAYSON, P. et SAVAGE, C. (1944). Martensite reactions in alloy steels. *Trans. of the A.S.M.*, 33:261–281.
- PHILIBERT, J., VIGNES, A., BRÉCHET, Y. et COMBRADE, P. (2002). *Métallurgie. Du minerai au matériau.* Dunod.
- PIWECKI, M. (1992). Tensile behaviour of a metastable austenitic stainless steel and its individual phase components. *Materials Science and Engineering A*, 156:77–83.
- POWELL, G., MARSHALL, E. et BACKOFEN, W. (1958). Strain hardening of austenitic stainless steel. *ASM Transactions Quaterly*, 50:478–479.
- PYSHMINTSEV, I. Y., DE MEYER, M., DE COOMAN, B. C., SAVRAY, R. A., SHVEYKIN, V. P. et VERMEULEN, M. (2002). The influence of th stress state on the plasticity of Transformation Induced Plasticity - Aided steel. *Met. Mater. Trans. A*, 33:1659–1667.
- RADU, M. (2005). *Relations entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile.* Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure des Mines de Paris.
- RADU, M., VALY, J., GOURGUES, A. F., LE STRAT, F. et PINEAU, A. (2005). Continuous magnetic method for quantitative monitoring of martensitic transformation in steels containing metastable austenite. *Acta Mater.*, 52:525–530.
- RECHE, D. (en cours). *Thèse en cours.* Thèse de doctorat, Mines Paris ParisTech.
- RETIMA, M. et MEKKI, D. E. (1999). Influence de l'énergie de faute d'empilement sur les lois de comportement en fluage : cas de Cu et Cu-4Si. Rapport technique, Institut de métallurgie et génie des matériaux, Annaba - Institut de physique Annaba, Algérie.
- RHODES, C. et THOMPSON, A. (1977). The composition dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels. *Met. Trans.*, 8:1901–1906.

- RITTEL, D., BHATTACHARYYA, A., POON, B., ZHAO, J. et RAVICHANDRAN, G. (2007). Thermomechanical characterization of pure polycrystalline tantalum. *Mater .Sci. Engng A*, 447:65–70.
- RITTEL, D., RAVICHANDRAN, G. et VENKERT, A. (2006). The mechanical response of pure iron at high strain rates under dominant shear. *Mater .Sci. Engng A*, 432:191–201.
- RITTEL, M., RAVICHANDRAN, G. et LEE, S. (2002). Large strain constitutive behavior of OFHC copper over a wide range of strain rates using the shear compression specimen. *Mechanics of Materials*, 34:627–642.
- RÉMY, L. et PINEAU, A. (1977). Twinning and strain-induced f.c.c. -> h.c.p. transformation in the Iron-Manganese-Chromium-Carbon system. *Mat. Sci. and Eng.*, 28:99–107.
- RÉMY, L., PINEAU, A. et THOMAS, B. (1978). Temperature dependance of stacking fault energy in closed-packed metals and alloys. *Mat. Sci. and Eng.*, 36:43–67.
- SANTACREU, P.-O., GLEZ, J.-C., CHINOUILH, G. et FRÖHLICH, T. (2006). Behaviour model of austenitic stainless steels for automotive structural parts. *Steel Research Int.* n° 9-10, 77:686–691.
- SCHRAMM, R. et REED, R. (1975). Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Met. Trans.*, 6:1345–1351.
- SHERIF, M. Y., GARCIA MATEO, C., SOURMAIL, T. et BHADSHIA, H. K. D. H. (2004). Stability of retained austenite in TRIP-assisted stels. *Mater .Sci. and Technology*, 20:319–322.
- SOULIGNAC, P., BONNEFOIS, B. et SOUTIF, E. (2007). *Techniques de l'Ingénieur*, chapitre Chaudronnerie en aciers inoxydables. BL4 – BM 6570.
- SOURMAIL, T. et GARCIA-MATEO, C. (2005a). Critical assessment of models for predicting the Ms temperature of steels. *Computational Materials Science*, 34:323–334.
- SOURMAIL, T. et GARCIA-MATEO, C. (2005b). A model for predicting the Ms temperature of steels. *Computational Materials Science*, 34:213–218.
- SPENCER, K., EMBURY, J., COLON, K., VÉRON, M. et BRÉCHET, Y. (2004). Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels. *Mater .Sci. Engng A*, 387:873–881.
- STRINGFELLOW, R., PARKS, D. et OLSON, G. (1992). A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels. *Met. Mater. Trans. A*, 40:1703–1716.
- SWANN, P. R. (1963). Dislocation substructure vs transgranular stress corrosion susceptibility of single phase alloys. *Corrosion*, 19:102–112.
- TAKITA, M. et MARUTA, A. (2000). Trend toward weight reduction of automobile body in japan. In *FISITA World Automotive Congress, Seoul*. Korea.
- TALONEN, J. (2007). *Effect of strain -induced  $\alpha'$ -martensite transformation on mechanical properties of metastable austenitic stainless steels*. Thèse de doctorat, Helsinki University of Technology.
- TALONEN, J., NENONEN, P., PAPE, G. et HANNINEN, H. (2005). Effect of strain rate on the strain-induced  $\alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steel. *Met. Mater. Trans. A*, 36:421–432.
- TANGUY, B. (2001). *Modélisation de l'essai Charpy par l'approche locale de la rupture. Application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de transition*. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure des Mines de Paris.

- TOMITA, Y. et IWAMOTO, T. (1995). Constitutive modeling of trip steel and its application to the improvement of mechanical properties. *International Journal of Mechanical Science*, n° 12, 37:1295–1305.
- TSUTA, T. et CORTES, J. (1993). Flow stress and phase transformation analyses in austenitic stainless steel under cold working. *JSME International Journal. Series A.*, 36:63–72.
- VARMA, S., KALYANAM, J., MURR, L. et SRINIVAS, V. (1994). Effect of grain size on deformation-induced martensite formation in 304 and 316 stainless steels during room temperature tensile testing. *J. of Materials Science Letters*, 13:107–111.
- VECCHIO, K. S. et HERTZBERG, R. W. (1988). The influence of stacking fault energy on ductile fracture micromorphology. *J. Mater. Sci.*, 23:2220–2224.
- VENABLES, J. A. (1962). The martensite transformation in stainless steel. *Philosophical Magazine*, 7:35.
- VITOS, L., NILSSON, J.-O. et JOHANSSON, B. (2006). Alloying effects on the stacking fault energy in austenitic stainless steels from first principles theory. *Acta Mater.*, 5:3821–3826.
- WAKASA, K. et WAYMAN, C. (1984). Slow growth of isothermal lath martensite in a Fe-21Ni-4Mn alloy. *Acta Metall.*, 32:949–954.
- WEISS, P. (1907). Hypothesis of the molecular field and ferromagnetic properties. *J. Phys.* IV, page 661.
- WHELAN, M. J. (1959). Dislocation interactions in face-centred cubic metals, with particular reference to stainless steel. *Proc. Royal Society A*, 249:114–137.
- WU, C., WANG, S., CHEN, C., YANG, J., CHIU, P. et FANG, J. (2006). Inverse effect of strain rate on mechanical behavior and phase transformation of superaustenitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 56:717–720.
- YOUNG, C.-C. (1988). *Transformation toughening in phosphocarbide-strengthening austenitic steels*. Thèse de doctorat, Massachusetts Institute of Technology.